



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**VÝROBA ODLITKŮ Z AUSTENITICKO-FERITICKÝCH
HYPERDUPLEXNÍCH KOROZIVZDORNÝCH OCELÍCH**

PRODUCTION OF CASTINGS FROM AUSTENITIC-FERRITIC HYPERDUPLEX STAINLESS STEELS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Miloš Kaněra

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2021

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Bc. Miloš Kaněra**
Studijní program: Strojní inženýrství
Studijní obor: Slévárenská technologie
Vedoucí práce: **doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.**
Akademický rok: 2020/21

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Výroba odlitků z austeniticko–feritických hyperduplexních korozivzdorných ocelí

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Chemické složení korozivzdorných austeniticko–feritických ocelí je voleno s ohledem na dosažení vhodného poměru austenitu a feritu ve struktuře a optimální korozní odolnosti. Hodnocení odolnosti vůči bodové korozi je členěno podle hodnoty PREN. Hyperduplexní oceli jsou oceli, u nichž je hodnota PREN vyšší než 48. S rostoucí hodnotou PREN sice roste odolnost vůči korozi, ale narůstá také sklon k tvorbě intermetalických fází už během chladnutí odlitků ve formě. Vznik těchto fází během chladnutí vede k poklesu plastických vlastností oceli, které mají za následek vznik trhlin v odlitcích.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce je ověření vlivu podmínek chemického složení hyperduplexní austenitické feritické oceli na její slévárenské a technologické vlastnosti tuhnutí. U experimentálního odlitku bude ověřen vliv podmínek odlévání a tuhnutí na zabíhavost, dosazovací schopnosti a sklon k praskání odlitků během chladnutí a tuhnutí odlitků ve formě.

Seznam doporučené literatury:

ALVAREZ, A.I., S. DEGALLAIX-MOREUIL. Duplex Stainless Steels. GREAT BRITAIN, 2009, 437 p. ISBN 978-1-84821-137-7.

TURKDOGAN, E.T. Fundamentals of steelmaking. London: The Institute of materials, 1996. ISBN 18-612-5004-5.

ŠENBERGER, J., Z. BŮŽEK, A. ZÁDĚRA, K. STRÁNSKÝ, V. KAFKA. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: VUT v Brně – Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

CAMPBELL, J. Casting. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000. ISBN 0-7506-1696-2.

ZÁDĚRA, A., J. ŠENBERGER, T. ELBEL. Reoxidační pochody při odlévání slitin železa. ČSS. Brno, Česká slévárenská společnost. 2009. 135 s. ISBN 978-80-02-02192-6.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

doc. Ing. Petr Blecha, Ph.D.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

Diplomová práce se zabývá hyper duplexními korozivzdornými austeniticko-feritickými oceli a jejich mechanickými a slévárenskými vlastnostmi. Hodnocení odolnosti proti bodové korozi je rozděleno pomocí hodnoty PRE. Oceli s hodnotou PRE vyšší než 48 patří do skupiny hyper duplexních ocelí. Teoretická část práce obsahuje seznámení s chemickým složením, strukturou a vlastnostmi těchto ocelí. Praktická část je zaměřena na podmínky sklonu k praskání odlitků během tuhnutí a chlazení. Dále je hodnocen vliv intermetalických fází na mechanické vlastnosti.

Klíčová slova

hyper duplexní korozivzdorná ocel, PRE, chemické složení, struktura, praskání odlitků, mechanické vlastnosti

Abstract

The thesis deals with hyper duplex stainless austenitic-ferritic steels and their mechanical and castability properties. The evaluation of resistance to pitting corrosion is divided by PRE values. Steels with a PRE value higher than 48 belong to the group of hyper duplex steels. The theoretical part contains an introduction to the chemical composition, structure and properties of these steels. The practical part is focused on the conditions of tendency to crack castings during solidification and cooling. Furthermore, there is evaluated influence of intermetallic phases on mechanical properties.

Key words

hyper duplex stainless steel, PRE, chemical composition, structure, cracking of castings, mechanical properties

Bibliografická citace

KANĚRA, Miloš. *Výroba odlitků z austeniticko-feritických hyperduplexních korozivzdorných ocelí* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-05-21]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132809>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Antonín Záděra.

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že diplomovou práci na téma **Výroba odlitků z austeniticko-feritických hyperduplexních ocelí** jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené odborné literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího diplomové práce.

V Brně dne 21. 5. 2021

.....

Podpis

Poděkování

Děkuji tímto doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D. za poskytnuté cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce a odbornou pomoc v průběhu její praktické části. Také děkuji zaměstnancům odboru Slévárenství za pomoc.

Obsah

Zadání

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

Úvod.....	12
1 Korozi vzdorné oceli.....	13
1.1 Dělení korozi vzdorných ocelí podle struktury	13
1.2 Koroze	16
1.3.1 Druhy koroze napadající korozi vzdorné oceli.....	17
1.3 PRE a odolnost proti lokalizované korozi	19
1.2.1 Rozdělení duplexních korozi vzdorných ocelí pomocí hodnoty PRE.....	21
2 Hyper duplexní oceli	24
2.1 Mikrostruktura a tuhnutí	24
2.2 Intermetalické fáze	26
2.2.1 Sigma fáze	27
2.2.2 Chí fáze	28
2.2.3 Nitridy Cr_2N a CrN	29
2.2.4 Karbidy chromu.....	30
2.3 Vznik trhlin při vzniku sigma fáze během tuhnutí odlitků	30
2.4 Praskliny způsobené vodíkem	31
2.5 Zbytkové napětí v materiálu.....	32
2.5.1 Měření zbytkového napětí destruktivními metodami	32
2.5.2 Měření zbytkového napětí nedestruktivními metodami	33
2.6 Tepelné a transformační pnutí	33
2.7 Mechanické vlastnosti hyper duplexních ocelí.....	35
2.7.1 Vliv sigma fáze na mechanické vlastnosti.....	36
2.7.2 Vliv ceru na mechanické vlastnosti	37
2.8 Nárazová práce a tvrdost	39
2.9 Svařování hyper duplexních ocelí	39

3 Tepelné zpracování hyper duplexních ocelí	42
3.1 Fyzikální vlastnosti hyper duplexních ocelí	43
3.2 Aplikace hyper duplexních ocelí	43
4. Experimentální část.....	45
4.1 Modelová zařízení.....	45
4.2 Výroba forem a jejich označení.....	50
4.3 Tavení a odlévání	54
4.4 Hodnocení zabíhavosti	57
4.5 Hodnocení Lukešovy zkoušky	59
4.6 Hodnocení napět'ové mřížky	61
4.7 Hodnocení mechanických vlastností	70
4.8 Hodnocení tvrdosti	72
4.9 Hodnocení mikrostruktury	73
5 Závěr.....	77
6 Seznam použitých zdrojů.....	79
Seznam použitých symbolů a zkratk	90
Seznam obrázků	91
Příloha 1	93

Úvod

Ocelové odlitky jsou základními stavebními kameny většiny zařízení a strojních celků a jejich využití zasahuje téměř do všech výrobních odvětví. Výrobní cesta od taveniny po hotový odlitek je ovlivněna celou řadou faktorů, procesů, včetně lidského působení, a právě proto je doprovázena velkým počtem komplikací. Je důležité řídit na vysoké úrovni procesy od fáze tavení, legování, odlévání a tuhnutí odlitků až po finální obrábění odlitku. Každý z těchto procesů by měl být, pokud možno co nejlepší, neboť selhání v jednom z nich povede pravděpodobně k neúspěchu. [1]

Korozivzdorné oceli zahrnují skupinu ocelí s chemickým složením, které zaručuje jejich odolnost proti korozi v různých pracovních prostředích. Obsahují poměrně vysoký obsah drahých legujících prvků a vyžadují náročný způsob výroby. Proto musí být jejich využití racionální a ekonomické. [2]

Korozní odolnost korozivzdorných ocelí je dána tvorbou ochranné pasivační vrstvy na jejich povrchu. Tato pasivační vrstva oxidického charakteru je v korozním prostředí soustavně narušována, ale současně i obnovována. [2]

Austeniticko-feritické oceli označované jako duplexní obsahují ve struktuře optimálně 50% feritu a 50% austenitu. Tuhnutí duplexních ocelí začíná vylučováním delta feritu, který při peritektické přeměně reaguje s taveninou za vzniku zrn austenitu. Hodnocení odolnosti ocelí proti bodové korozi je možné popsat hodnotou PRE (pitting resistance equivalent). Pomocí hodnoty PRE jsou duplexní oceli rozděleny do skupin. Jednou ze skupin ocelí s hodnotou PRE vyšší než 48 se nazývají hyper duplexní. [3]

Vývoj austeniticko-feritických ocelí neustále probíhá a vyústil v posledních deseti letech ke vzniku nové skupiny vysoce legovaných hyper duplexních ocelí. Tyto korozně odolné oceli otevírají nové možnosti průmyslu zpracovávající ropu a zemní plyn. Předmětem diplomové práce bylo hodnocení technologických a slévárenských vlastností hyper duplexních ocelí. Teoretická část práce shrnuje poznatky o hyper duplexních ocelích a zároveň jejich porovnání s předchozími generace duplexních ocelí. Praktická část je zaměřena na ověření vlivu podmínek odlévání na strukturu, vlastnosti a sklon k praskání odlitků z hyperduplexních ocelí během jejich chladnutí ve formě.

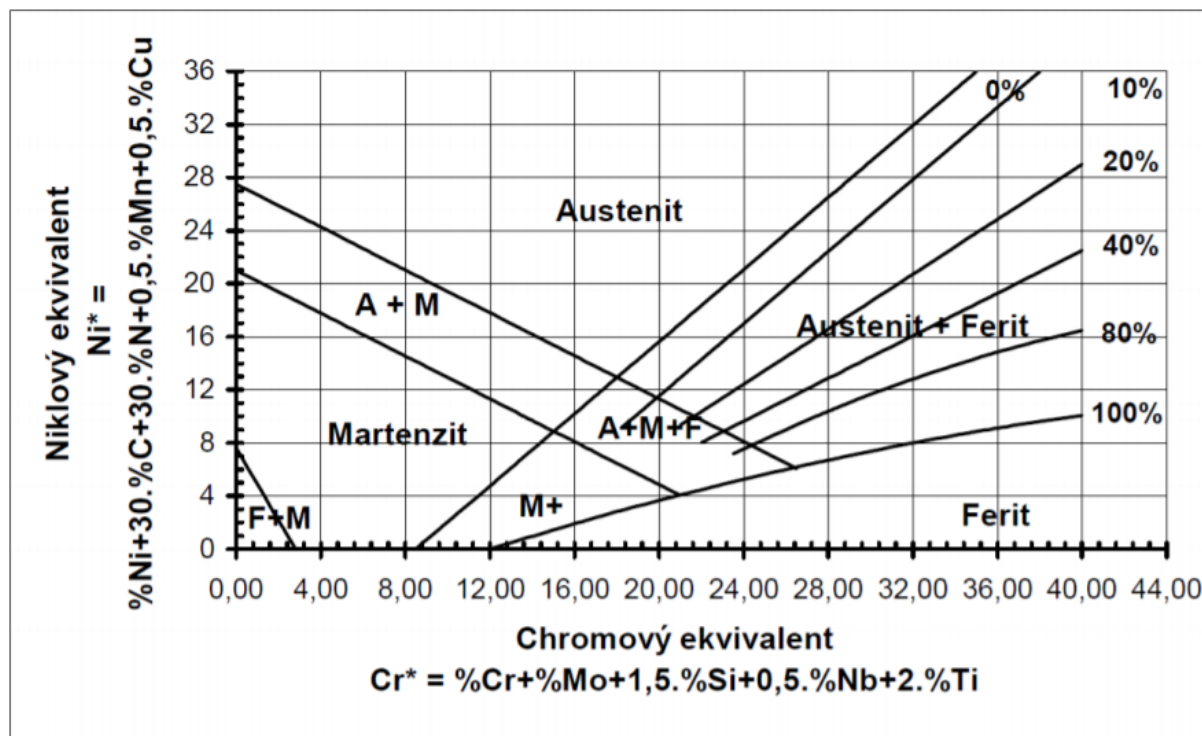
1 Korozivzdorné oceli

Rozdělení ocelí na odlitky se obvykle provádí podle chemického složení, tedy podle obsahu legujících prvků. Přesné rozdělení zahrnuje norma ČSN EN 10020 (420002), kde jsou doplněny základní vlastnosti a použití. Norma rozděluje oceli na: nelegované, korozivzdorné a ostatní legované oceli. [4]

Všechny korozivzdorné oceli obsahují minimálně 10,5 hm. % chromu. V tuhém roztoku je obsah chromu 11,5 %, aby byla zachována korozivzdornost, neboť uhlík snižuje obsah chromu za vzniku karbidů, které mají nižší korozivzdornost. Pro zvýšení odolnosti proti korozi jsou do oceli přidávány další prvky, a to obvykle nikl a molybden. Důvodem legování je nejčastěji podpoření specifických vlastností obecně mechanických ať za zvýšených, či snížených teplot. V případě chromu je to především schopnost pasivace. Díky vyšší afinitě chromu ke kyslíku se na povrchu oceli vytváří tenký nepórovitý film oxidu chromitého, jehož vrstva má obvykle tloušťku 1-3 nm a činí povrch elektrochemicky pasivní v korozním prostředí. Tato vrstva nazývána jako pasivační má schopnost samo obnovy za podmínky přístupu kyslíku a s rostoucím obsahem chromu se zvyšuje její stabilita. [3, 5, 6, 7]

1.1 Dělení korozivzdorných ocelí podle struktury

Struktura korozivzdorných ocelí je závislá na obsahu legujících prvků, které oblast γ (podporují vznik austenitu) rozšiřují. Do této skupiny austenitotvorných prvků se řadí Ni, Mn, Cu, C, N a další. Opačnou skupinou jsou prvky feritotvorné, které oblast γ (podporují vznik feritu) uzavírají. Jedná se o Cr, Mo, Si, Ti, Al, Nb, V, W aj. Pro shrnutí účinku jednotlivých prvků byl zaveden tzv. chromový a niklový ekvivalent pomocí těchto ekvivalentů je graficky možné zobrazit struktury. Schaefflerův diagram (**obr. 1**) obsahuje austenit, martenzit, ferit a jejich kombinace. Po výpočtu číselné hodnoty chromového a niklového ekvivalentu je možné



Obr. 1 Schaefflerův diagram [9]

zanesení těchto hodnot do diagramu a výsledná struktura je určena jejich průsečíkem. Schaefflerův diagram není rovnovážný, ale zobrazuje pouze předpokládané struktury. Korozivzdorné oceli rozdělené podle struktury ČSN EN 10088–1 níže. [3, 8]

Feritické oceli

Oceli s nízkým obsahem uhlíku (do cca 0,08 % C) jsou čistě feritické při obsahu nad 17 % chromu. Obvykle používané feritické oceli obsahují od 17 do 30 % Cr a od 0,1 do 0,2 % C. Feritické oceli s vyšším obsahem uhlíku jsou při pokojové teplotě křehké, a proto se používají jako žárovzdorné. Při tuhnutí se vylučuje z taveniny chromový ferit, ve kterém je rozpustnost uhlíku menší než 0,01 %, proto je téměř všechen uhlík vyloučen ve formě karbidů. Během ohřevu a ochlazování oceli dochází k dilataci krystalové mřížky nikoliv však k její transformaci. [10]

Nevýhodou feritických ocelí je křehnutí při teplotách od 400 do 550 °C. Křehnutí se nejvíce projevuje při teplotě 475 °C. Z tohoto důvodu není vhodné feritické oceli používat v rozmezí teplot 400 až 600 °C. Při teplotách nad 900 °C dochází k hrubnutí zrna. Při svařování je nebezpečí vzniku sigma fáze a náchylnost pro mezikrystalickou korozi. Vzhledem k vyšší tažnosti je při svařování používán austenitický přídavný materiál. [8, 11]

Použití feritických ocelí spočívá v úspoře niklu, společně s molybdenem mají zásadní vliv na cenu oceli. Oblast použití těchto ocelí je především energetika jako jsou přehřívače vzduchu, rekuperátory a součásti kotlů, ale i dřezy, části chladniček nebo bubny praček. [2, 10, 12]

Martenzitické oceli

V martenzitických korozivzdorných ocelích se obsah Cr pohybuje v rozmezí od 12 do 18 % a obsah C od 0,1 do 1 %. Struktura je tvořena tetragonálně prostorově středěnou mřížkou, která vzniká díky vysokému obsahu chromu i při malých ochlazovacích rychlostech. Základní martenzitickou fází, doplňuje obvykle do 10 % zbytkový austenit nebo delta ferit. [10]

Tepelné zpracování se skládá ze tří procesů. První zahrnuje ohřev na teplotu austenitizace v rozmezí teplot od 980 do 1050°C. Martenzitické oceli jsou samokalitelné, tedy austenit samovolně transformuje na martenzit při ochlazování na vzduchu. Posledním krokem je proces popouštění, při kterém dochází k přizpůsobení mechanických vlastností. Sníží se tvrdost a pevnost na úkor zvýšení tažnosti a houževnatosti. Popouštěcí teploty se pohybují v rozmezí 550°C až 650°C a udržování na této teplotě. Při procesu popouštění se vylučuje z martenzitu uhlík za vzniku karbidů, které korozní odolnost se snižují. [8, 13, 14, 15, 16]

Martenzitické oceli vzhledem k vyšší pevnostem a dobré svařitelnosti nacházení uplatnění především hydroenergetickém a chemickém průmyslu. Konkrétními výrobky jsou chirurgické nástroje, oběžná kola čerpadel nebo lopatky parních turbín. Korozní odolnost martenzitických ocelí je nižší než austenitických nebo feritických ocelí, a tak se stávají levnější variantou korozivzdorných ocelí. [8, 17]

Austenitické oceli

Korozivzdorné oceli s austenitickou strukturou mají výbornou houževnatost i při záporných teplotách, vyšší korozivzdornost, svařitelnost, avšak nižší pevnostní charakteristiky. Obsah uhlíku se pohybuje do 0,08 %, rozmezí dalších prvků je cca 18-20 % Cr, 8 až 11 % Ni, 0-5 % Mo, případně další legující prvky: dusík, titan, niob nebo měď. Pro speciální třídy austenitických korozivzdorných ocelí je obsah uhlíku nižší než 0,03 %, do této skupiny jsou zařazeny oceli s označením 304L a 316L. Takto nízký obsah uhlíku snižuje pravděpodobnost vzniku karbidů během svařování, které způsobují snížení korozní odolnosti a houževnatosti. [8, 12]

Jak u feritických, tak austenitických ocelí je vhodná jemnozrnná struktura pro zvýšení pevnostních vlastností (mez kluzu, mez pevnosti). Austenitické oceli se používají ve stavu po rozpouštěcím žíhání při teplotě cca 1050°C s následným ochlazením do vody. Rychlým ochlazením oceli je potlačena difuze uhlíku a je získána austenitická struktura bez karbidů. Ta zajišťuje vysokou míru plasticity, korozní odolnost a nevykazuje tranzitní chování při nízkých a záporných teplotách. Naopak způsobuje nižší mez kluzu a mez pevnosti, nízkou elektrickou a tepelnou vodivost. [18, 19, 20]

Použití austenitických korozivzdorných ocelí zaujímá široké spektrum od lékařských aplikací, potravinářství, stavebnictví nebo automobilový průmysl. [20]

Speciální skupinou korozivzdorných ocelí jsou dvoufázové oceli, které obsahují dvě fáze. Obecně se duplexní oceli označují austeniticko-feritické a martenziticko-austenitické. V této práci označení duplexní je konkrétní označení pouze pro austeniticko-feritické.

Austeniticko-feritické oceli

Austeniticko-feritické korozivzdorné oceli známé jako duplexní se skládají ze dvou fází. Tyto oceli obsahují přibližně stejný podíl feritu a austenitu. Uvedené struktury je dosaženo při obsahu 18-27 % Cr, sníženého množství niklu ve srovnání s austenitickými oceli 4-8 % a legováním molybdenem a dusíkem. Duplexní oceli spojují výhody obou struktur. Jedná se především o odolnost proti křehkému porušení, neboť oblast feritu tvoří bariéru proti šíření trhlin. Pevnost je obvykle dvakrát vyšší zejména díky menší velikosti zrna a dvoufázové struktuře. [3, 10]

Tepelné zpracování duplexních ocelí je velmi podobné zpracování austenitických ocelí, a tedy rozpouštěcí žíhání na teploty 1120 až 1150 °C. Z teplot rozpouštěcího žíhání je ocel ochlazována ve vodě. Tímto tepelným zpracováním je dosahováno meze kluzu 450 až 550 MPa při tažnosti cca 20 %. Vzhledem k vyšší koncentraci legujících prvků vykazují tyto oceli vysokou míru chemické heterogenity. To je možné snížit rozpouštěcím žíháním na teploty až 1200°C. [21, 22, 23, 24]

Korozní odolnost je snížena v prostředích obsahujících především Cl, F případně Br a I. Nevýhodou duplexních ocelí je snížení strukturní stability a zkřehnutí při dlouhodobé expozici teplot nad 300 °C. [24, 25]

Martenziticko – austenitické oceli

Velmi často bývají označovány jako supermartenzitické oceli, které představují nový vývojový trend martenzitických korozivzdorných ocelí. Tyto oceli byly vyvinuty s cílem snížit nepříznivé vlastnosti martenzitických ocelí. Především nízké hodnoty nárazové práce, zhoršené svařitelnosti a snížené odolnosti proti opotřebení. Struktura se skládá z 65–80 % vysokopopuštěného martenzitu a zbytek je tvořen stabilizovaným austenitem. [10]

Super martenzitické oceli jsou charakterizovány velmi nízkým obsahem uhlíku pod 0,02 %, 11–13 % Cr, 4–6,5 % Ni s přísadou Mo do 2,5 %. Tepelné zpracování je zahájeno rychlým ochlazením do oleje z teploty normalizace, která se pohybuje v rozmezí 950 až 1050 °C. Po kalení následuje popouštění při teplotě 580–680 °C, popouštěním se stabilizuje zbytkový austenit, který se již netransformuje na martenzit. Popouštění těchto typů ocelí je jednostupňové nebo dvoustupňové. V případě jednostupňového popouštění lze využít nižší teploty pro zachování vysokých mechanických vlastností, nebo vyšších teplot s ohledem na kombinaci pevnosti a houževnatosti. Výsledkem tepelného zpracování může být dosažení pevnosti až 1000 MPa. [26, 27, 28]

Mezi nejznámější představitele tohoto typu ocelí je litá ocel CA6NM, pro tváření označované F 6NM, které jsou známé jako oceli typu COR (13 % Cr – 4 % Ni (Mo) a 13 % Cr – 6 % Ni (Mo)). [29]

Vzhledem k výsledným pevnostem a dobré svařitelnosti jsou tyto oceli vhodné pro součásti vodních turbín, kompresorů a zařízení pracující v prostředí mořské vody. [2, 10]

1.2 Koroze

Většina kovů a slitin je nestálá a přechází samovolně do oxidovaného stavu. Kov přechází během koroze do stabilnějšího stavu s menším obsahem energie a s méně uspořádanou strukturou. V průběhu korozního procesu vzniká nová fáze – korozní zplodina, která má značný vliv na charakter a rychlost korozního napadení. Podle hodnoty změny volné entalpie je největší pravděpodobnost koroze u hliníku, hořčíku, chromu a dalších. Avšak je praxí ověřeno, že tyto kovy jsou v mnoha prostředích podstatně odolnější než železo. Je to způsobeno ochrannými vlastnostmi korozních zplodin. U korozivzdorných ocelí je to již zmíněná pasivace vrstvou oxidu chromitého, avšak ani tato schopnost není v některých aplikacích zcela dokonalá. [30]

Hranice maximální přijatelné korozní rychlosti se pohybuje od 0,1 μm až 0,1 mm za rok. Nulová korozní rychlost je v praktických podmínkách nerealná, neboť jsou kovy exponovány v prostředích s množstvím vody, která vytváří podmínky pro vznik elektrolytu. [30, 31]

1.3.1 Druhy koroze napadající korozivzdorné oceli

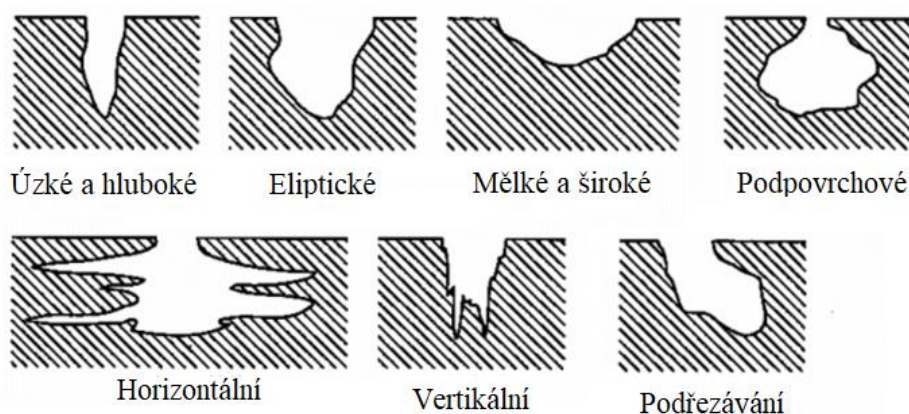
Rozdělení koroze kovů v elektrolytech je možné rozdělit na korozi plošnou a nerovnoměrnou. Rovnoměrná koroze je charakterizována tím, že na kovovém povrchu probíhá koroze plošně, tedy na jakémkoliv místě povrchu degraduje za časový interval přibližně stejné množství kovu. Druhou skupinou je nerovnoměrná koroze, která obsahuje osm druhů. Zde jsou uvedeny tři nejčastější, které korozivzdorné oceli poškozují: [30]

a) bodová koroze

Na počátku je dobré zmínit, že označení bodová a důlková koroze není zcela jasně rozlišena. Produktem důlkové koroze jsou dutiny v kovu počínající na povrchu, což může být jakékoliv korozní napadení, které vzniká například v místě porušeného povlaku. Naopak bodová koroze je český ekvivalent k anglickému pitting corrosion, což je lokalizovaný děj napadající především slitiny schopných pasivace jako jsou korozivzdorné oceli anebo slitiny hliníku. [30]

Bodová koroze je forma lokalizované koroze povrchu omezeného na bod nebo malou oblast. To je způsobeno porušením oxidického filmu dvěma mechanismy – chemicky nebo mechanicky. [32]

První způsob se odvíjí od prostředí chemických látek, které může obsahovat. Především na základě konkurence mezi hydroxidovými a chloridovými ionty na povrchu. Chloridové ionty pasivní vrstvu narušují, hydroxidové naopak pasivní vrstvu vytvářejí. Například mořská voda obsahuje 1,5 až 2,1 hm. % chloridů. Chloridové ionty pasivní vrstvu narušují a díky kolísání podmínek na povrchu dochází k opakovanému vzniku a zániku bodů. Pokud vznikne stabilní bod uvnitř vzniká anodická oblast, na povrchu katodická. Tento stav, ale zapříčiňuje transport iontů Cl^- do vzniklého prostoru, kde se zvyšuje agresivita prostředí. Hodnoty pH klesají na 2 až 3 a koncentrace chloridů roste. [33]



Obr. 2 Grafické hodnocení bodové koroze podle ASTM G-46 [32]

Vznik bodové koroze je charakterizován tzv. průrazovým potenciálem, který popisuje hodnotu potenciálu, při kterém vznikají stabilní důlky. Norma ASTM G-46 hodnotí tvary, velikosti a mechanismus vzniklých povrchových otvorů (**obr.2** grafické hodnocení tvaru). [32]

Druhou podmínkou ovlivňující bodovou korozi je materiál a jeho čistota. Přítomnost vměstků na bázi MnS fungují jako iniciátory, což potvrdila práce [34].

b) štěrbinová koroze

V úzkých štěrbinách a mezerách mezi kovovým a dalším povrchem, který je opět kovový (mezery v závitových spojích, pórech svarů) anebo nekovový (pod těsnícími plochami), dochází ke specifické lokalizované korozi. Tento velmi malý rozměr zajišťuje, aby elektrolyt uvnitř štěrbin iontově reagoval s vnějším objemem elektrolytu, avšak rozměry štěrbin zamezují promíchávání a omezují difuzi. [32]

V prvním stádiu, kdy je spotřebován kyslík na obnovu pasivační vrstvy, začnou do těchto míst pronikat chloridy z důvodu zachování neutrality náboje. Ve druhém stádiu se snižuje pH až na hodnotu tzv. depasivačního pH, tato inkubační doba obvykle trvá několik měsíců. Poté probíhá anodické rozpouštění kovu až doby selhání součásti. [35]

Štěrbínová koroze má podobné rysy průběhu s bodovou korozí. Hlavním rozdílem štěrbinové koroze je podmínka uzavřené oblasti, naopak k bodové korozi dochází převážně na exponovaném povrchu. [35, 36]

c) mezikrystalová koroze

Příčinnou mezikrystalové koroze je strukturní a chemická heterogenita kovu na hranicích zrn, která se nejčastěji vyskytuje u korozivzdorných ocelí při svařování v tepelně ovlivněné oblasti. Dochází k lokálnímu snížení obsahu chromu pod hranici pasivovatelnosti. Precipitace karbidů (Cr_{23}C_6) a nitridů (Cr_2N) nebo intermetalických fází, jako je sigma, gama, chí, Lavesovy fáze, R fáze a další. To přitahuje i místní obohacení rozpuštěných prvků, především fosforu, křemíku a bóru. K precipitaci dochází nejčastěji při pomalém ochlazování oceli v teplotní oblasti 850 až 200°C. Ochuzené oblasti korodují přednostně, zrna ztrácejí soudržnost a materiál mechanickou pevnost, aniž by došlo k pozorovatelné vizuální změně na povrchu oceli. [30, 33, 35]

Heterogenita oceli vzniklá svařováním je vratná pomocí rozpouštěcího žíhání svařence při teplotách v rozmezí 1050 do 1200 °C v závislosti na složení oceli. Následuje rychlé ochlazení oceli. Odolnost proti mezikrystalové korozi je možné zvýšit snížením obsahu uhlíku, které se provádí pomocí rafinačních pochodů (vakuování oceli) pod 0,03 hmot. %. Další možností je ochrana oceli tzv. stabilizací, tedy legováním prvky s vyšší afinitou k uhlíku, než má chrom. Legováním titanem a niobem je uhlík vázán jako karbid titanu a karbid niobu. Chrom tak zůstává v tuhém roztoku. [36, 37, 38]

1.3 PRE a odolnost proti lokalizované korozi

Koroze je proces samovolné chemické nebo fyzikálně-chemické degradace materiálu vlivem působení okolního prostředí. Korozní prostředí jsou značně rozmanitá. Významnými korozními prostředními jsou půdy, voda, včetně mořské, dále pak ve výrobních prostředích kyseliny, hydroxidy, plyny (chloridy) za vyšších teplot a tlaků. Jednotlivá prostředí se svými účinky na materiál liší především mechanismem a intenzitou degradace. [3]

Legující prvky mají v různé míře vliv na bodovou a štěrbinovou korozi. Z tohoto důvodu byl formulován matematický vztah mezi množstvím legujících prvků a korozní odolnosti. Číslo PRE (pitting resistance equivalent – odolnost proti bodové korozi) je relativní prostředek pro srovnávání odolnosti ocelí vůči bodové korozi založený pouze na stanovení z chemického složení oceli. Výpočet nezahrnuje v oceli vznik karbidů Cr a Mo, nebo typ svařování. Historie výpočtu čísla PRE (**tab. 1**) je datována od konce 60. let 20. století. [39, 40]

Tab. 1 Vývoj čísla PRE [41]

Autor, datum	PRE
Lorenz (1969)	% Cr + 3,3* % Mo
Truman (1978)	% Cr + 3,3* % Mo + 16* % N
Herbsleb (1982)	% Cr + 3,3* % Mo + 30* % N
Gysel (1987)	% Cr + 3,3* % Mo + 1* % N
Heimgartner (1988)	% Cr + 3,3* % Mo + 15* % N + 2* % Cu
Rondelli (1995)	% Cr + 3,3* % Mo + 30* % N – 1* % Mn
ISO 13709 (2003)	(% Cr -14,5* % C) + 3,3* % Mo + 2* % Cu + 2* % W + 16* % N

Dnes je používán lineární předpis PREN (pitting resistance equivalent number) popsán **rovnici 1.1** nebo při legování wolframem PREW **rovnici 1.2**. [39, 42]

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 * \% \text{Mo} + 16 * \% \text{N} \quad (1.1)$$

$$\text{PREW} = \% \text{Cr} + 3,3 * (\% \text{Mo} + 0,5 * \% \text{W}) + 16 * (\% \text{N}) \quad (1.2)$$

Výpočet čísla PREN je dle **rov. 1.1** pro oceli neobsahující wolfram. Pro oceli obsahující wolfram je výpočet PREW dle **rov. 1.2**. V rámci této diplomové práce bylo zvoleno obecné označení PRE a jeho hodnota byla stanovena výše uvedenými rovnicemi v závislosti na chemickém složení.

Obecně platí, že čím vyšší je hodnota PRE, tím odolnější je ocel vůči bodové korozi. Z hodnot koeficientů v **rov. 1.1** vyplývá, že molybden je 3,3krát a dusík 16krát účinnější než chrom proti bodové korozi. Hodnota koeficientu 16 pro dusík byla v minulosti mnohdy zdrojem diskuse. V roce 1992 Speidel a Pedrazzoli [42] navrhli koeficient 30. Dnes je koeficient 30 používán obvykle pro austenitické oceli a 16 pro duplexní oceli. [36, 39, 40]

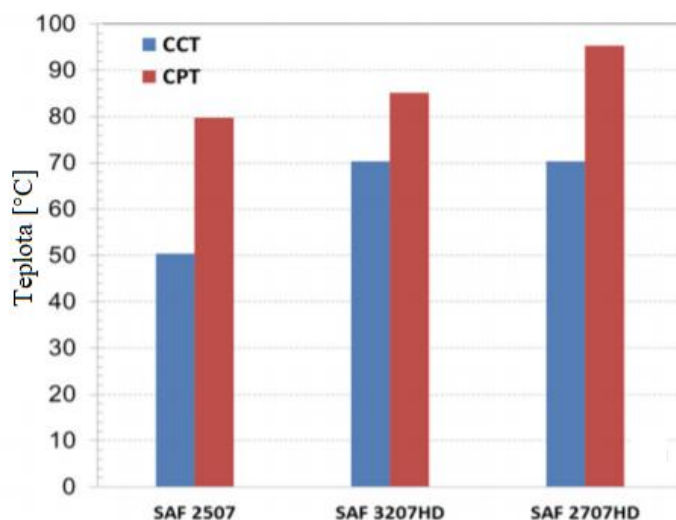
Žádný z předchozích vztahů výpočtu PRE neuvažoval synergický účinek molybdenu a dusíku, proto v roce 1995 Jargelius-Pettersson navrhl změnu formulace na rovnici **1.3**. [42]

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3.3 \% \text{Mo} + 37 \% \text{N} + 4,5 (\% \text{Mo}) * (\% \text{N}) \quad (1.3)$$

V duplexních ocelích tvořené fázemi austenitu a feritu má austenitická fáze nižší odolnost proti bodové korozi. Rozpouštěním dusíku především v austenitu se korozní odolnost oceli zvyšuje. [39, 43, 44]

Součástí výpočtu PRE není koncentrace niklu, důvodem je velmi nízký efekt niklu na sílu pasivační vrstvy. Avšak nikl zajišťuje především snižování rychlosti bodové a štěrbinové koroze, dále pak vůči další formě lokalizované koroze, konkrétně chloridovému koroznímu praskání. Další úlohou niklu je stabilizace austenitické struktury během pokojových a nízkých teplot. [45, 46]

Odolnost proti bodové korozi (PRE) se u korozivzdorných ocelí snižuje se zvyšující teplotou okolního prostředí. Kritická teplota bodové koroze (CPT - critical pitting temperature) je definována jako nejnižší teplota, při které dochází ke stabilní bodové korozi. CPT je testováno podle normy ASTM G48A, kde je použito 6 % roztoku FeCl_3 [47]. V souvislosti s tím byly zavedeny i testy kritické teploty štěrbinové koroze (CCT – critical crevice corrosion temperature). Ve studii [48] byly provedeny testy CPT a CCT na super a hyper duplexních ocelí po dobu 24 hodin. Naměřené výsledky zobrazeny na **obr. 3** a přehled hodnot v **tab.2**.



Obr. 3 CCT a CPT duplexních korozivzdorných ocelí [48]

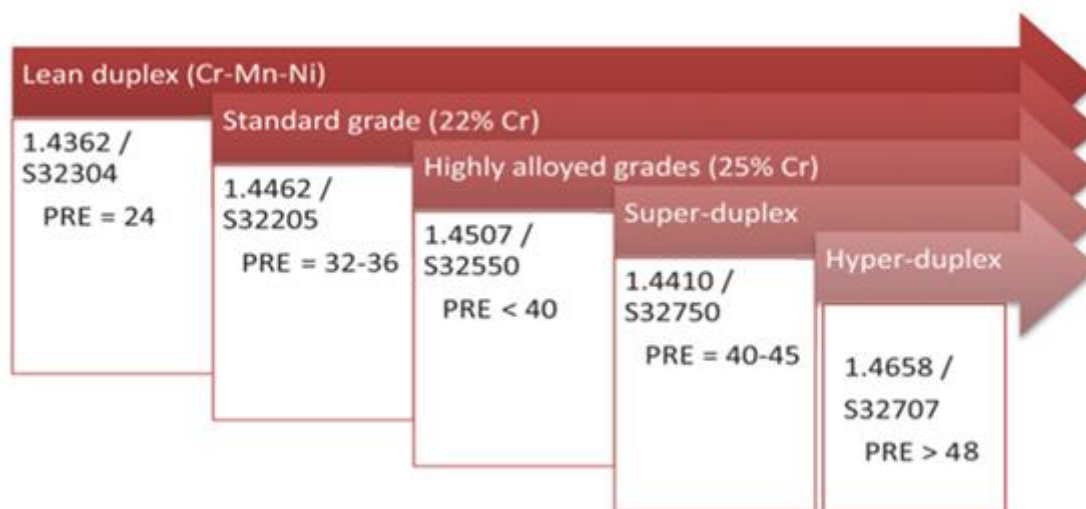
Tab. 2 CCT a CPT duplexních ocelí [48]

Označení oceli	Druh duplexní oceli	CCT [°C]	CPT [°C]	PRE
SAF 2507	Super duplex	50	80	42,5
SAF 3207 HD	Hyper duplex	70	85	50
SAF 2707 HD	Hyper duplex	70	95	48

Z **obr. 3** vyplývá vyšší odolnost hyper duplexních ocelí proti CCT a CTP. Nejvyšší odolnost proti CPT vykazovala ocel SAF 2707, ačkoliv je množství legujících prvků i hodnota PRE nižší než u oceli SAF 3207 HD. V **tab. 2** je možné pozorovat vztah mezi hodnotou PRE, CPT a CCT. Hodnotou PRE je možné zajistit vyšší odolnost proti bodové a štěrbinové korozi za vyšších teplot.

1.2.1 Rozdělení duplexních korozivzdorných ocelí pomocí hodnoty PRE

Použitím výše zmíněné **rov. 1.1** případně **rov. 1.2** pro výpočet hodnoty PRE je možné duplexní korozivzdorné oceli rozdělit do 5 skupin na **obr. 4**:



Obr. 4 Rozdělení duplexních ocelí podle PRE [49]

Lean duplex (ASTM S32101)

Je duplexní nízkolegovaná korozivzdorná ocel tzv. úsporná, s cílem snížit její cenu je snížen obsah niklu. Mechanické vlastnosti se blíží duplexním ocelím typu 2205 nebo 2304. Korozní odolnost v porovnání s austenitickou ocelí typu 304L (ASTM A743 pro odlitky) je vyšší (**tab. 3**). Spojením těchto vlastností a cenou je schopna konkurovat tradičním ocelím i v oblasti žáruvzdorných ocelí. Tzv. úsporné oceli obsahují nižší obsah molybdenu. Průměrné číslo PRE se pohybuje kolem hodnoty 24. [50, 51]

Tab. 3 Chemické složení oceli S32101 a 304L v [hmot%] dle [13, 51]

slitina	C	Mn	Si	P	Cr	Ni	Mo	N
304L (ASTM A743)	0,03 max.	1,50 max.	2,0 max.	0,04 max.	17,0 21,0	8,0- 12,0	-	0,1 max.
ASTM S32101	0,04 max.	4,0 6,0	1,0 max.	0,04 max.	21,0 22,0	1,35 1,7	0,1 0,8	0,2 0,25

Standard duplex

Komerčně nejčastěji používané slitiny, které byla vyvinuty v 70. letech. S vyšším obsahem dusíku pro lepší svařitelnost. Hodnota PRE se pohybuje v rozmezí 32-36. Do této skupiny se řadí oceli řady 2205 od společnosti SANDVIK®. Jakost oceli pro odlitky označené ASTM A890-4A od firmy Alloy Casting. Chemické složení je uvedeno v **tab. 4**. [52, 53]

High alloy

Duplexní ocel s obsahem 25 % Cr, s proměnným obsahem Mo, N a také s obsahem Cu nebo W. Představitelem může být ocel s označením ASTM A890-1B pro odlitky s chemickým složením v **tab. 4**. Pro tuto skupinu je číslo PRE omezeno do hodnoty 40. [52]

Super duplex

Termín „super duplexní“ oceli se objevil v 80. letech minulého století. Jsou to obecně komplexnější a legovanější oceli s hodnotou PRE v rozmezí 40 až 45. Nabízejí ještě vyšší pevnost a korozní odolnost než předchozí stupně duplexních ocelí, proto jsou vhodnější pro náročnější aplikace jako jsou části odsolovacích zařízení nebo součásti ropného a plynárenského průmyslu. Do této skupiny můžeme zařadit např. ocel s označením SAF 2507 (pro odlitky ASTM A890-5A) nebo Zeron 100 (ASTM A890-6A), kde v **tab. 4** je uvedeno složení těchto super duplexních ocelí. [18, 54, 55]

Tab. 4 Chemické složení standard, high alloy a super duplexních ocelí v [hmot. %] dle [53]

slitina	ASTM A890-4A	ASTM A890-1B	ASTM A890-5A	ASTM A890-6A
C	0,03 max.	0,04 max.	0,03 max.	0,03 max.
Mn	1,5 max.	1,0 max.	1,5 max.	1,0 max.
Si	1,0 max.	1,0 max.	1,0 max.	1,0 max.
P	0,02 max.	0,04 max.	0,04 max.	0,025 max.
S	0,04 max.	0,04 max.	0,04 max.	0,03 max.
Cr	21,0-23,5	24,5-26,5	24,0-26,0	24,0-26,0
Ni	4,5-6,5	4,7-6,0	6,0-8,0	6,5-8,5
Mo	2,5-3,5	1,7-2,3	4,0-5,0	3,0-4,0
N	0,1-0,3	0,1-0,25	0,1-0,3	0,2-0,3
W	-	-	-	0,5-1,0
Cu	1,0 max	2,7-3,3	-	0,5-1,0
	Standard	High Alloy	Super duplex	

Označení oceli například ASTM A890-4A je v této práci ekvivalentní s označením v tomto konkrétním případě 4A.

Hyper duplex

Existence korozního prostředí, kde korozní odolnost super duplexních ocelí není dostatečná, vyústilo v novou generaci hyper duplexních ocelí. Hyper duplexní korozivzdorná ocel třídy ASTM A890 7A je zástupcem oceli na odlitky v sérii duplexních ocelí poměrně nová slitina. Jakosti ocelí pro tváření např. od společnosti SANDVIK SAF 2707 HD nebo 3207 HD. Zvláště vhodné použití je v agresivních prostředích obsahující chloridy. Odolnost proti bodové korozi a mechanická pevnost jsou vyšší než u předchozí generace duplexních ocelí. [21, 56]

Hyper duplexní oceli jsou velmi konkurence schopné alternativy drahých niklových slitin a vysoce legovaných austenitických korozivzdorných ocelí v korozním prostředí v chemickém a petrochemickém zpracování. Hodnota PRE je vyšší než 48, chemické složení vybraných hyper duplexních ocelí je uveden v **tab.5**. [56, 57, 58, 59]

Tab. 5 Chemické složení hyper duplexních ocelí v [hmot. %] dle [21, 53]

slitina	ASTM A890 7A	2707 HD	3207 HD
C	0,03 max.	0,03 max.	0,03 max.
Mn	1,0-3,0	1,5 max.	1,5 max.
Si	1,0 max.	0,5 max.	0,8 max.
P	0,03 max.	0,035 max.	0,035 max.
S	0,02 max.	0,01 max.	0,01 max.
Cr	26,0-28,0	27,0	32,0
Ni	6,0-8,0	6,5	7
Mo	2,0-3,5	4,8	3,5
N	0,3-0,4	0,4	0,5
W	3,0-4,0	-	-
Cu	1,0 max	-	-
Použití	Odlitky	Tvářené produkty	

2 Hyper duplexní oceli

Americká norma ASTM eviduje výraz hyper duplexní oceli od roku 2012. S tím souvisí stále probíhající výzkum vlastností a chování těchto ocelí v porovnání s předchozími generacemi. Ve studii [60], byl studován vliv wolframu na tvrdost a nárazovou práci. Dále byly předmětem výzkumu korozní a erozně korozní vlastnosti hyper duplexních ocelí v porovnání se super duplexními jakostmi 5A a 6A. Použití hyper duplexních ocelí je prozatím omezeno na oblast tváření. V oblasti slévárenství nejsou odlitky z hyper duplexních ocelí prozatím rozšířené. [61]

Nové hyper duplexní korozivzdorné oceli disponují několika výhodami, mezi které se řadí vynikající mechanické vlastnosti, tvrdost a odolnost proti korozi i v silně korozním prostředí chloridů. Stávají se vhodnou alternativou již zavedených předchozích generací duplexních nebo austenitických ocelí. Odlitky z duplexních ocelí třídy A890 4A, 5A a 6A jsou často využívány v oblastech chemického, petrochemického a jaderného průmyslu. V porovnání s předešlými generacemi duplexních ocelí mají hyper duplexní oceli (ASTM A890 7A) odlišné chemické složení **tab. 6**, a proto mohou vznikat významné rozdíly ve vlastnostech a charakteristikách. [52]

Tab. 6 Chemické složení hyper duplexní oceli ASTM A890 7A v [hmot. %] dle [53]

Materiál	C max.	Mn	Si max.	P max.	S max.	Cr	Ni	Mo	N	W	Cu max.	Ba	B	Ce+La
A890 7A	0,03	1,00 3,00	1,00	0,03	0,02	26,00 28,00	6,00 8,00	2,00 3,50	0,30 0,40	3,00 4,00	1,00	0,002 0,01	0,001 0,01	0,005 0,03

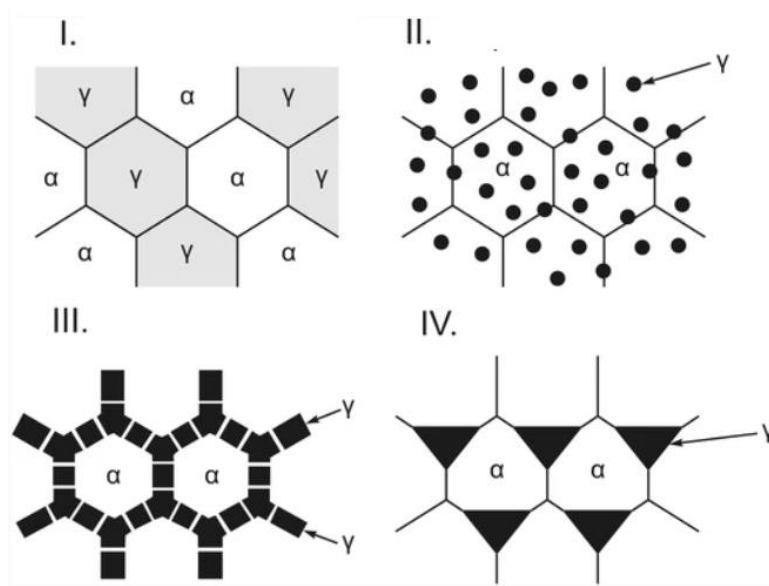
Oceli 7A jsou lité duplexní oceli obsahující také prvky vzácných zemin. Tyto prvky zajišťují silnější oxidickou vrstvu a tím se zvyšuje odolnost proti opotřebení a korozi. Naopak výsledkem mnoha legujících prvků je vznik mnoha intermetalických fází, které mohou snižovat mechanické vlastnosti a lokální korozní odolnost. [61, 62] V rámci této diplomové práce byla určena hyper duplexní ocel 7A (**tab. 6**), aby byla porovnána s mechanickými a technologickými vlastnostmi s jakostmi 5A a 6A, které byly hodnoceny v diplomové práci Nejedlého [63].

2.1 Mikrostruktura a tuhnutí

Mikrostruktura duplexních korozivzdorných ocelí se skládá z feritických a austenitických fází, optimálně z 50 % austenitické fáze a 50 % feritické matrice podle [64].

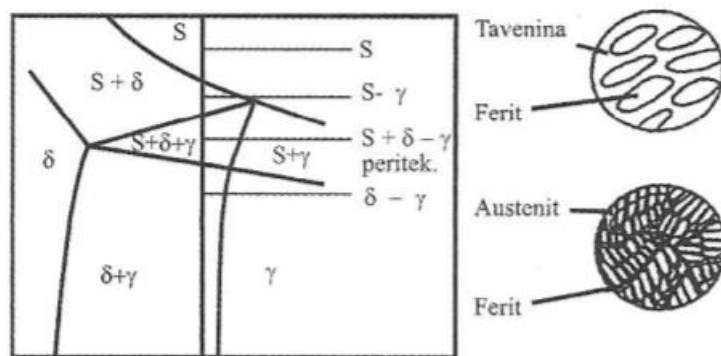
Dvoufázovou strukturu je možné rozdělit do čtyř skupin podle **obr. 5**, které se skládají z α (bcc) a γ (fcc):

- I. Duplexní struktury: Dvě strukturní složky α a γ jsou fáze o stejné velikosti statisticky rozložené vedle sebe. Vznikají tři typy hranic: α/α , γ/γ a α/γ .
- II. Disperzní struktura: Veškerá fáze γ leží izolovaná v základní matici α . Existují dva typy hranic α/α a α/γ .



Obr. 5 Typy dvoufázových struktur [64]

- III. Síťová struktura: Fáze γ se vyloučí pouze na hranicích zrn základní α matrice. Jsou možné dva typy hranic: γ/γ a α/γ .
- IV. Dvoufázová struktura: Podobně jako u duplexních struktur je objem zrn α a γ podobný a jejich rozložení je pravidelné. Fáze γ je odizolována fází α a zároveň je γ vyloučena pouze na hranicích zrn. Dva typy hranic: α/α a α/γ [64]



Obr. 6 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni duplexních ocelí [8]

Tuhnutí duplexních ocelí je symbolicky popsáno $S \rightarrow S+\delta \rightarrow S+\delta+\gamma \rightarrow \delta+\gamma$ z **obr. 6**. Tuhnutí je řízeno chemickým složením. Pokud je množství feritotvorných prvků vysoké, materiál ztuhne na straně eutekticky bohaté na chrom, kdy se z taveniny vylučuje δ . Z počátku je tedy tuhnutí čistě delta feritické a při dalším chladnutí probíhá difuzně řízená peritektická reakce $\delta \rightarrow \delta+\gamma$. [64]

Druhou možností je tzv. flip-flop tuhnutí, ke kterému dochází při velmi nízké rychlosti ochlazování a zvýšeným množstvím prvků stabilizujících austenit, především C a N. Tuhnutí začíná opět krystalizací delta feritu z taveniny. Tím je ochuzena o prvky, které stabilizují ferit (Cr a Mo), naopak se zvyšuje koncentrace austenitotvorných prvků (Ni, Cu, Mn). Rovnováha

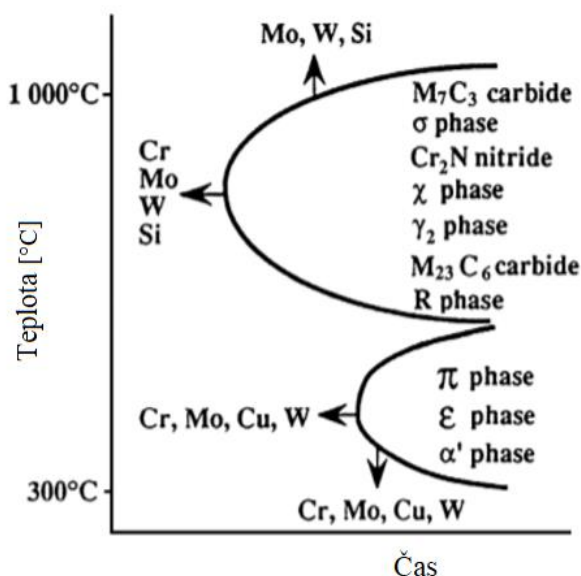
je posunuta do tří fázové oblasti $S + \delta + \gamma$, která podporuje tvorbu krystalů γ , což vede k vyčerpání austenitotvorných prvků, a tak je znovu preferováno tuhnutí feritu. [8, 64, 65]

Během tuhnutí vznikají tři typy austenitu. Primární austenit (γ_1) z taveniny při tuhnutí $S \rightarrow \delta + \gamma_1$. Sekundární austenit (γ_2) vzniká z feritu $\delta \rightarrow \delta + \gamma_2$ následkem rychlého ochlazování, díky téměř bezdifúzní transformaci, která je podobná tvorbě martenzitu. Terciální austenit (γ_3) vzniká během eutektoidní reakce: $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_3$. [36, 64]

2.2 Intermetalické fáze

Během tuhnutí, svařování nebo pomalém ochlazování oceli po žhání se v závislosti na teplotě, době výdrže a chemickém složení oceli mohou ve struktuře vylučovat kromě feritu a austenitu různé intermetalické fáze. [66]

Výhody legujících prvků jsou spojeny s nevýhodami, z nichž hlavní je mikrostrukturální nestabilita materiálu. Během používání duplexních ocelí dochází k fázovým transformacím způsobené teplotními a časovými změnami, které vedou k vylučování sekundárních intermetalických fází. Jejich tvorba vede především ke snížení korozní odolnosti a snížení mechanických vlastností. Přehled nejčastěji vylučujících se fází na **obr. 7** a v **tab. 7** jejich chemické složení s teplotním rozsahem. [67]



Obr. 7 Přehled vznikajících intermetalických fází v duplexních ocelích [49]

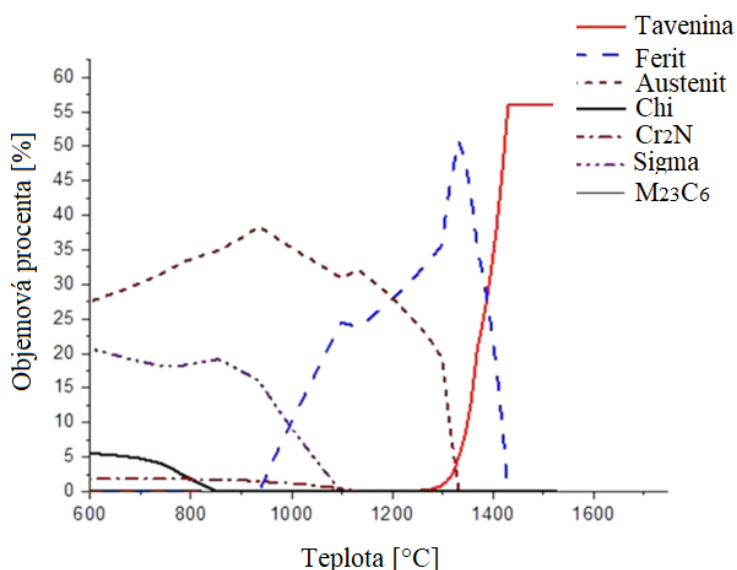
Tab. 7 Chemické složení a teplota vzniku nejčastějších intermetalických fází [68]

Intermetalické fáze	Složení	Teplotní rozsah [°C]
Sigma (σ)	Fe – Cr – Mo	600-1100
Chi (χ)	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	700-850
Nitridy	CrN/Cr ₂ N	700-1100
Karbidy	$\text{M}_7\text{C}_3/\text{M}_{23}\text{C}_6$	550-650
R	Fe – Cr – Mo	550-800
II (pí)	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	550-600
Primární alfa (α')	Fe – Cr	475

Na **obr. 7** je možné rozlišit dvě oblasti vzniku intermetalických fází na hranicích zrn v rozmezí teplot od 300 do 600 °C, kde se vylučuje π , ϵ , α' . Pomocí šipek je znázorněn vliv jednotlivých prvků na rychlost vyloučení fází. Druhá oblast zaujímá teplotní rozsah od 600 do 1100 °C. Z **obr. 7** je také možné jen schématicky porovnat z časové osy rychlost vzniku intermetalických fází v teplotní oblasti do 600 °C a nad 600°C. Některé fáze se tvoří v jednotkách minut, jiné až po hodinách výdrže na dané teplotě.

2.2.1 Sigma fáze

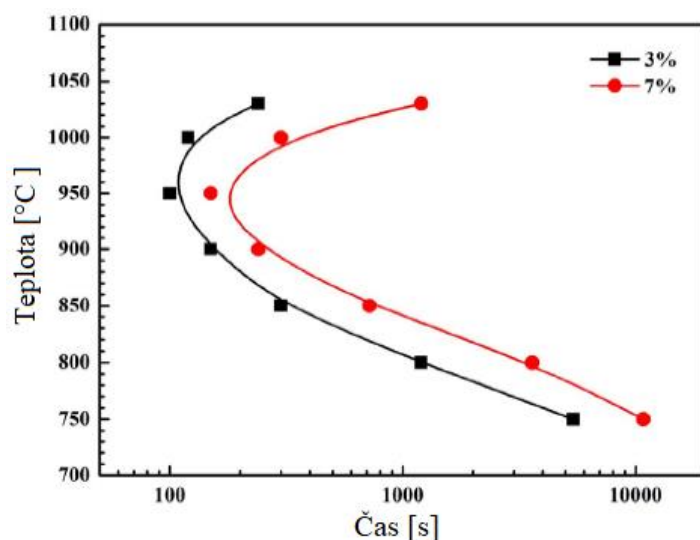
Fáze sigma je obecně považována za nejškodlivější sekundární fázi v duplexních ocelích, neboť vede k výraznému snížení korozní odolnosti a houževnatosti. Je to tvrdá, křehká a nemagnetická fáze, která krystalizuje v tetragonální soustavě. Různé druhy duplexních ocelí vykazují odlišné teplotní rozsahy tvorby sigma fáze, prvky Cr, Mo, Mn, W, Ni a Si tvorbu sigma zvyšují. Vyšší obsah W a Mn způsobuje vyšší teplotní rozsah jejího výskytu. Ve studii [61] bylo pomocí experimentu s použitím softwaru Thermo-Calc zobrazeny křivky objemového podílu fází pro hyper duplexní oceli na **obr. 8**. Z výpočtu byl potvrzen začátek vylučování fáze sigma při 1100 °C zapříčiněné vyšším obsahem Cr a W. Přidáním malého množství Ce (55-110 ppm) byl oddálen vznik sekundárních fází snížením rychlosti difuze Cr, Mo a W. [61]



Obr. 8 Výpočet objemového podílu fází v závislosti na teplotě [61]

Vysokoenergetické austeniticko-feritické hranice jsou nejpříznivější nukleační místa pro vznik sigma fáze, hlavním faktorem určující rychlost nukleace sigma je teplota. [61]

Při tepelném zpracování hyper duplexních ocelí je nutné dbát na rychlosti chladnutí. K predikci fázových přeměn jsou používány TTT (time-temperature transformation) diagramy, které zobrazují izotermické fázové transformace. Vliv rychlosti na výslednou strukturu popisují CCT (continuous cooling transformation) diagramy [66]. Ve studii [69] byl pro hyper duplexní ocel (UNS S32707) mikrostrukturálním pozorováním vzorků podrobených různým tepelným zpracováním vymodelován CTT diagram (**obr. 9**) konkrétně pro rychlost precipitace sigma fáze. Z **obr. 9** vyplývá, že při teplotě 950 °C je interval precipitace 3 obj. % sigma fáze přibližně 100s a přibližně 150s pro precipitaci 7 obj. % sigma fáze. [69]



Obr. 9 CTT diagram pro 3 a 7 [obj.%] sigma fáze [69]

2.2.2 Chí fáze

V porovnání se sigma fází, která se vyskytuje v binární soustavě Fe-Cr, tak chí fáze má širokou škálu stechiometrického složení a objevuje se v ternárním diagramu Fe-Cr-Mo nebo v kvartérním Fe-Cr-Ni-Mo a Fe-Cr-Ni-Ti. Chí fáze obsahuje více než 10 % hm. Mo a vylučuje se přednostně na hranicích feritických zrn při teplotách 700 až 850 °C. Je metastabilní a během dostatečně dlouhé doby výdrže na teplotě transformuje na sigma fázi. [70]

V poslední době se vědci více zabývali chováním hyper duplexních ocelí, kde je částečně Mo nahrazen W, což bylo potvrzeno prací W. Jeonem [71] kde, přidáním Ce a Cu do hyper duplexní oceli může snížit množství sigma fáze, avšak mírně usnadňuje vylučování chí fáze. [69, 71]

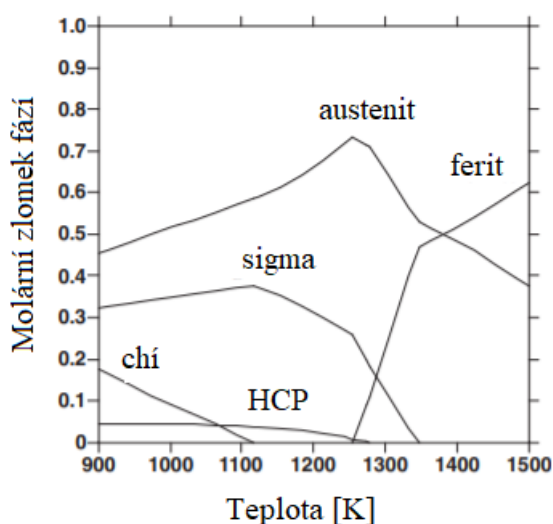
Nežádoucími důsledky jsou jako u fáze sigma, ochuzení matrice o legující prvky a ztráta tažnosti, houževnatosti a korozní odolnosti. Vzhledem k tomu, že chí fáze obsahuje vysoký podíl Mo, který má vyšší hmotnost, tak za použití skenovacího elektronového mikroskopu využívající metodu zpětně odražených elektronů je možné chí fázi odlišit od sigma fáze. [68]

2.2.3 Nitridy Cr_2N a CrN

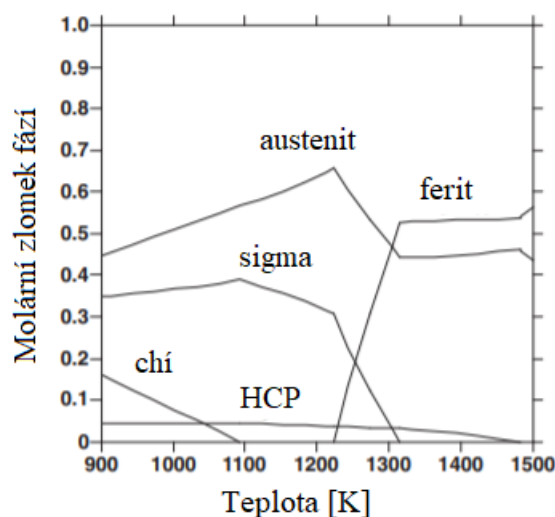
Podle literatury [72] precipitují obvykle nitridy chromu v rozmezí teplot 700-950 °C. Během rychlého ochlazení se rozpustnost dusíku snižuje a ferit se stává přesycený dusíkem, a to vede ke vzniku látek Cr_2N a desek CrN . [72]

Obsah dusíku v hyper duplexních ocelích je až 0,4 hmot. %. Během svařování v tepelně ovlivněné zóně je austenit stabilizován díky vysoké mobilitě dusíku v kovu. Samotný nikl není postačující pro zachování dostatečného množství austenitu. Toto byl závažný problém předchozích typů duplexních ocelí, kde byl ve struktuře vysoký obsah feritu vedoucí ke vzniku křehkosti. [21]

Se zvyšujícím obsahem dusíku se snižuje aktivita Cr a Mo a tím klesá hnací síla pro vznik sekundárních fází. Hyper duplexní oceli jsou někdy legovány mědí, která zvyšuje aktivitu chromu a je hnací silou vzniku nitridů chromu. Ve studii [73] byla hyper duplexní ocel legována mědí a porovnávána se základním materiálem bez přidané mědi. Za použití softwaru Thermo-Calc byl vypočítán efekt mědi na vznik nitridů chromu.



Obr. 10 Molární zlomek stabilních fází v hyper duplexní oceli bez obsahu Cu [73]



Obr. 11 Molární zlomek stabilních fází v hyper duplexní oceli s koncentrací 1,5 % Cu [73]

Na **obr.10** je uveden diagram hyper duplexní oceli bez obsahu mědi, kde fáze HCP byla identifikována jako nitridu chromu. Precipitace nitridu chromu byla stanovena 1278 K (~1000 °C). Což je v souladu s literaturou [72]. Na **obr. 11** je hyper duplexní ocel legována 1,5 % mědi. Fáze HCP byla opět identifikována jako nitridy chromu. Precipitace nitridů chromu započala při 1478 K (~1200 °C). Z toho vyplývá, že měď usnadňuje vznik nitridů chromu a stabilizuje je při vyšších teplotách. [73]

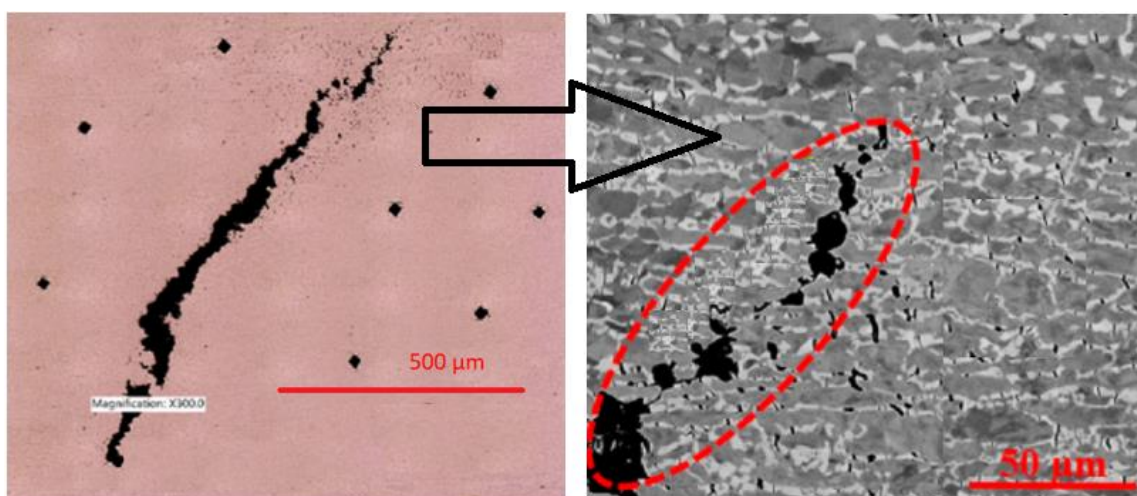
2.2.4 Karbidy chromu

V rozmezí teplot 550–650 °C se vylučují karbidy typu $M_{23}C_6$ především na hranicích zrn feritu a austenitu. Během eutektoidní přeměny se postupně hranice fází posouvají směrem do oblasti feritu. Vzhledem k tomu, že obsah uhlíku v hyper duplexní oceli je nižší než 0,03 %, tak je množství vyloučených karbidů obvykle nízké obvykle do 0,5 obj. %. Vznik karbidů zapříčiňuje snížení korozivzdornosti. V závislosti na rozložení také karbidy ovlivňují mechanické vlastnosti při pokojové teplotě, pokud jsou jemně rozptýleny ve struktuře, tak zvyšují pevnost, ale tažnost snižují. [36, 74]

2.3 Vznik trhlin při vzniku sigma fáze během tuhnutí odlitků

U vysoce legovaných duplexních ocelí je vysoká tendence ke vzniku trhlin způsobené mikrosegregací. Faktor zvyšující riziko trhlin je spojen s procesy vylučování mnoha intermetalických fází, které snižují tažnost a plasticitu materiálu.

Nejvíce ohrožená část je oblast chladnutí při teplotě 1100 °C a s ní spojené vylučování sigma fáze pomalu chladnoucích odlitků. Tato oblast obsahuje delta ferit, austenit, sigma fázi a taveninu. Sigma fáze tvoří na hranicích zrn víceméně souvislý film a její vylučování je spojeno s vysokým tahovým napětím. Pokud je hodnota napětí během tuhnutí a chladnutí vyšší než pevnost lité oceli, dochází ke vzniku a šíření trhlin. V případě sigma fáze může dle [75] toto napětí dosahovat až 2 GPa. Na **obr. 12** je uvedena mikro trhlinka a její detail. [75,76]

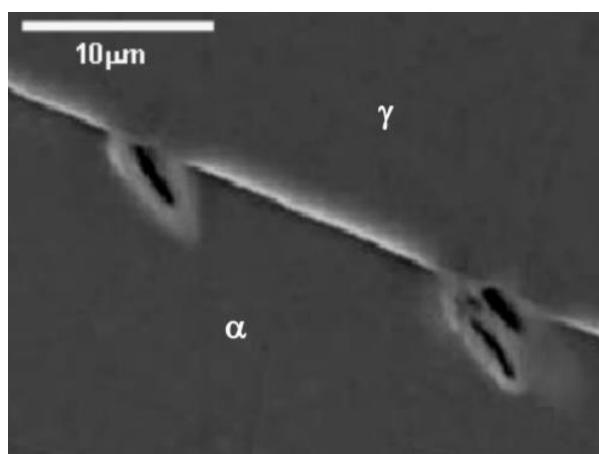


Obr. 12 Mikro trhlinka a její detail [76]

Vznik trhlin je také spojen se zbytkovou taveninou v mezidendritických prostorech během tuhnutí a následně mikrostaženinami. Pokud má zbytková tavenina v mezidendritických prostorech vysoké hodnoty povrchového napětí a úhlu smáčení, potom se tendence vzniku trhlin snižuje. Neopomenutelnou součástí tohoto procesu vzniku napětí a následných trhlin je bržděné smršťování odlitku spojené s jeho geometrií. [75, 76]

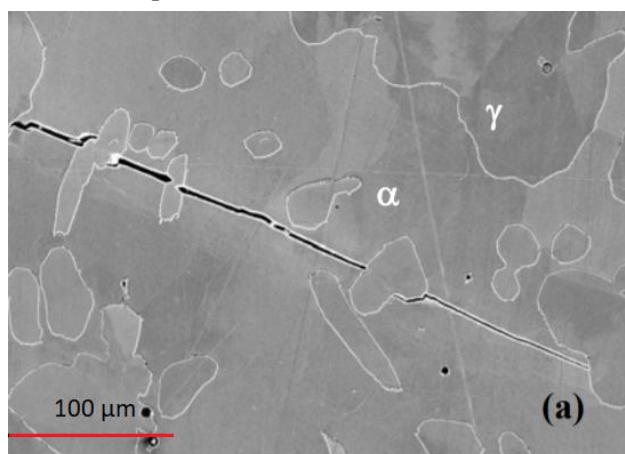
2.4 Praskliny způsobené vodíkem

Vodíkem indukované praskání je výsledkem kombinace více faktorů, kde rozhoduje okolní prostředí, materiál odlitku a jeho mikrostruktura. Difuze vodíku může vést ke zvýšení tvrdosti, ale především se hromadí na hranicích feritických zrn, kde tvoří póry a dutiny (**obr.13**). Difuze vodíku ocelí je funkcí teploty. Difuzivita vodíku v austenitu je o pět řádů nižší než ve feritu (koeficient difuze pro ferit 10^{-10} až $10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$, pro austenit 10^{-16} až $8 \cdot 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$). Na druhou stranu je rozpustnost vodíku v austenitu přibližně 30krát vyšší. [77] Na hranicích feritických a austenitických zrn dochází k rekombinaci vodíku z $2 \text{ H} \rightarrow \text{H}_2$ a tím zvětšení jeho objemu. Pokud tlak v dutině dosáhne kritického tlaku nebo kritického smykového napětí, stává se dutina iniciačním místem pro vznik praskliny. K porušení dochází ve čtyřech krocích: 1. akumulace vodíku, 2. iniciace prasklin, 3. šíření prasklin na vnější povrch a 4. šíření v podélném směru. [47, 78, 79]



Obr. 13 Póry na fázových hranicích [47]

Šíření prasklin je nespojité, neboť austenit působí jako překážka jejího šíření na **obr. 14**. Prasklina se zastavila o austenitické zrn, avšak šíření pokračuje opačným směrem. Ve feritické fázi je lom převážně křehký s rovinou (1 0 0) a nejčastěji směrem [1 1 0]. Rozšíření praskliny ať již existující nebo vznikající je zapotřebí malé zatížení. Byl prokázán vliv velikosti a orientaci zrna na citlivost k praskání. Hrubá mikrostruktura má nižší odolnost proti praskání a je spojena s výskytem nitridů. [47, 80]



Obr. 14 Prasklina v duplexní struktuře [47]

Zdroji vodíku jsou výrobní operace včetně tepelného zpracování, svařování nebo povrchové úpravy hyper duplexních ocelí. U tepelného zpracování záleží také na typu pecní atmosféry. Při svařování má největší vliv na obsah vneseného vodíku do materiálu především vlhkost ve svařovacím prostředí a přídavném materiálu. Dalším zdrojem vodíku je provoz zařízení v prostředí vodíku. Jedná se o prostředí chemického průmyslu, oblast zpracování ropy a zemního plynu. [1, 81]

2.5 Zbytkové napětí v materiálu

Zbytková napětí jsou napětí, která působí v součásti trvale bez vnějšího zatěžování jako důsledek předchozích výrobních a provozních pochodů. Při vnějším silovém působení mohou tato zbytková napětí mít škodlivý nebo i užitečný vliv. Obecně se dá říct, že zbytková tahová napětí působí na odlitek negativně tvorbou trhlin nebo prasklin a tlaková napětí pozitivně, neboť snižuje účinky aplikovaných tahových napětí. Mechanismus vzniku zbytkového napětí má několik příčin: [82]

- I. Nerovnoměrná plastická deformace. Například při procesech obrábění, kdy dochází k přetváření povrchu.
- II. Nerovnoměrný ohřev nebo ochlazení za vzniku tepelných gradientů v průřezu materiálu.
- III. Strukturní napětí. Nerovnoměrná fázová transformace nebo vylučování nových strukturních složek.
- IV. Absorpce látek (plynů) do povrchové vrstvy. [83]

V současné době existuje mnoho metod, jak tato zbytková napětí změřit. Metody se dělí na destruktivní a nedestruktivní. Všechny metody měření zbytkového napětí jsou nepřímé a jejich hodnota je vypočtena nebo odvozena z měřené charakteristiky, jako elastická deformace, posunutí a další. [84]

2.5.1 Měření zbytkového napětí destruktivními metodami

Destruktivní metody měření zbytkových napětí jsou založeny na změně rovnováhy sil a momentů, odstraněním části materiálu nebo rozřezáním součásti a měření deformace odlitku [85]:

1) Odleptávání povrchu

Dochází k chemickému nebo elektrolytickému rozpouštění povrchové vrstvy. Vzniklá deformace povrchové vrstvy se podle tvaru vzorku a modulu pružnosti určí velikost napětí v určité hloubce. Metoda využívána především v laboratorní oblasti. [86]

2) Vrtání povrchové vrstvy

Jednou z nejpoužívanějších destruktivních metod pro měření zbytkového napětí pro svoji jednoduchost, přesnost a menšího poškození měřené součásti. Použitím tenzometrických růžic. Tato metoda je založena na měření uvolněné deformace, která vznikne odvrtáním malého otvoru uprostřed tenzometrické růžice a je úměrná velikosti zbytkového napětí. Aby bylo možno určit dvě hlavní zbytková napětí a jejich směr

vzhledem ke zvolenému tenzometru, je k tomu zapotřebí změřit deformace ve třech různých směrech. Vztah mezi změřenou deformací a zbytkovým napětím je lineární. Za předpokladu, že je ocel homogenní, izotropní a lineárně elastický materiál. Maximální citlivost této metody je v intervalu od 0,5 až 2 mm pod povrchem součásti. [85, 86]

3) Rozpouštění povrchu

Po odleptání povrchové vrstvy se tahová zbytková tahová napětí projeví prasklinami a velikost napětí se hodnotí vizuálně. [86]

2.5.2 Měření zbytkového napětí nedestruktivními metodami

Nedestruktivní metody měření zbytkového napětí jsou založeny na závislosti mezi fyzikálními nebo krystalickými vlastnostmi materiálu a zbytkovým napětím [85]:

1) Rentgenová tenzometrie

Základem rentgenové tenzometrie je přesné měření elastických deformací vzdálenosti atomových mřížkových rovin v krystalech vystavených zbytkovému napětí. Zbytkové napětí je počítáno pomocí změny difrakčního Braggova úhlu a Hookova zákona za použití modulu pružnosti materiálu a Poissonovi konstanty. [87]

2) Neutronová tenzometrie

Měření je založeno na stejném principu jako metoda rentgenové tenzometrie s tím rozdílem, že namísto rentgenového záření je použito neutronové záření, které proniká hlouběji do materiálu a tím je zvýšena prostorová citlivost metody. [88]

3) Barkhausenův šum

Analýza feromagnetických materiálů založena na změně magnetizace, kdy v materiálu dochází k Barkhausenovu šumu, který je identifikován a z něj je stanoveno zbytkové napětí. [86]

2.6 Tepelné a transformační pnutí

Tepelné napětí vzniká v odlitku vzájemnou brzděnou dilatací sousedních vrstev nebo částí odlitku s rozdílnou teplotou. Tyto pochody probíhají při chladnutí nebo ohřevu odlitku. Charakter deformace s teplotou je rozdílný. Zatímco při vysoké teplotě probíhá deformace i při konstantním napětí a nastává tečení, tak při nízké teplotě odpovídá deformace napětí a nemění-li se napětí, zůstává deformace konstantní. Vzorec pro výpočet tepelného napětí je vyjádřen **rov. 2.1**. [89]

$$\sigma_T = \alpha * E * \Delta T \text{ [MPa]} \quad (2.1)$$

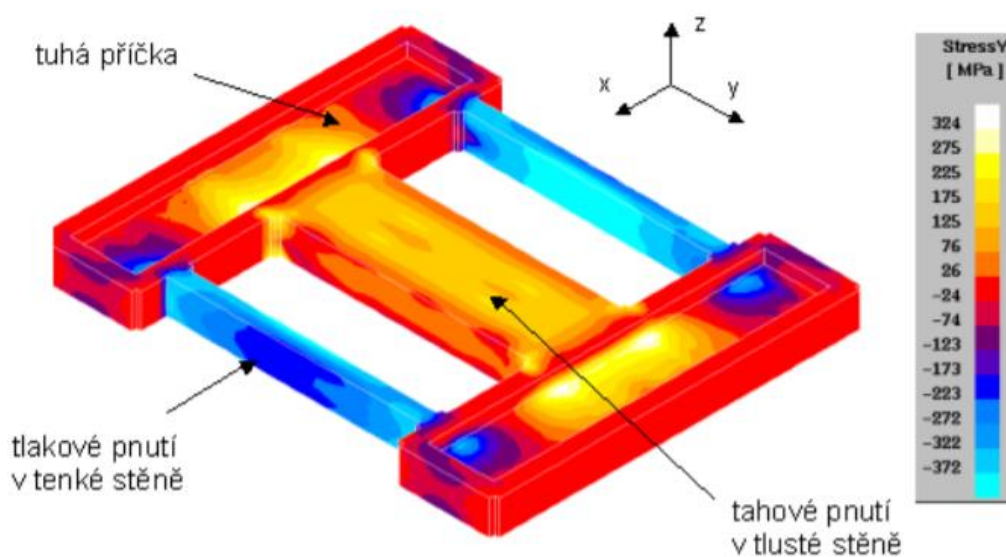
α – součinitel teplotní roztažnosti [K^{-1}]

E – modul pružnosti v tahu [MPa]

ΔT – teplotní rozdíl [$^{\circ}C$]

Pokud hodnota tepelného napětí přesahuje mez kluzu dané oceli při určité teplotě, část deformace bude elastická a část plastická. Se vzrůstající hodnotou ΔT se podíl plastické deformace zvyšuje, z toho vyplývá, že největší hodnoty napětí dochází při úplném zchladnutí odlitku, a to z důvodu maximální pružné deformace a také s poklesem teploty roste hodnota modulu pružnosti. [90]

Charakter napětí pro konstrukčně složitý odlitek s rozdílnou tloušťkou stěny zajišťuje v tenkých stěnách tlakové napětí, naopak v tlustých částech tahové napětí, proto praskliny vycházejí nejčastěji z tlusté části odlitku. Tepelně bržděné smrštění zkušebního odlitku napětíové mřížky (součást experimentu) na **obr. 15** se stupnicí napětí v ose y. [90]



Obr. 15 Tepelně bržděné smršťování napětíové mřížky [91]

Z důvodu nekonstantní hodnoty ΔT a teplotně závislých veličin α , E , R_e dochází k zásadním nepřesnostem při výpočtu tepelného napětí. [90]

Fázová (transformační) pnutí vznikají v chladnoucím odlitku během fázové přeměny. Je způsobeno objemovou změnou při fázové přeměně ve ztuhlém odlitku. Při neizotermickém chladnutí odlitku neprobíhá fázová přeměna v jednotlivých částech odlitku současně. Transformace fáze $\gamma \rightarrow \alpha$ postupuje souběžně s teplotním polem, proto se transformační pnutí mění s místem v odlitku i časem. Směřuje proti tepelnému pnutí a snižuje ho. Izotermického chladnutí lze dosáhnout izotermickou konstrukcí nebo řízeným ochlazováním. [92, 93]

2.7 Mechanické vlastnosti hyper duplexních ocelí

Hyper duplexní oceli nabízejí především nadstandartní mechanické vlastnosti v porovnání s většinou feritických, austenitických a duplexních ocelí (**tab. 8**). Jako u všech kovů, se mechanické vlastnosti odvíjí především od velikosti zrna, struktury, tloušťce stěny nebo rozsahu segregace legujících prvků. [21]

Tab. 8 Mechanické vlastnosti feritických, austenitických a duplexních ocelí [8, 21, 53]

	Označení	Struktura	R _{p0,2} [MPa] min	R _m [MPa] min	A [%] min
Feritické oceli	1.4107	ferit	400	620	18
	1.4003	ferit	250	450	20
Austenitické oceli	1.4557	austenit	260	500	35
	1.4309	austenit	185	440	30
Super duplexní oceli	5A	austenit-ferit	590	770	20
	6A	austenit-ferit	500	790	29
Hyper duplexní oceli	SAF 2707 HD	austenit-ferit	700	920	25
	SAF 3207 HD	austenit-ferit	770	950	25
	7A	austenit-ferit	520	690	20

Z **tab. 8**. jsou oceli 5A a 6A ze skupiny super duplexních, oceli třídy SAF 2707 HD a SAF 3207 HD od firmy Sandvik ze skupiny hyper duplexních ocelí vhodné pro tváření a hyper duplexní ocel Gr7A pro odlitky.

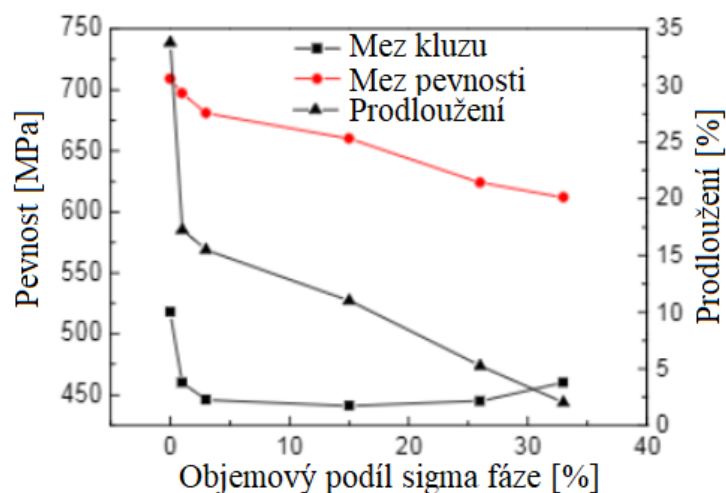
Vyšší hodnoty meze kluzu a meze pevnosti při poměrně vysokém prodloužení jsou výsledkem společných mechanismů: [72]

- intersticiální zpevnění tuhého roztoku (N)
- substituční zpevnění tuhého roztoku (Cr, Mo, Ni)
- vytvrzování zjemněním zrna díky dvoufázové struktuře
- zpevnění vlivem vylučování sekundárního austenitu
- přítomnost feritu, který je pevnější než austenitická struktura
- precipitační vytvrzení (nitridy)

2.7.1 Vliv sigma fáze na mechanické vlastnosti

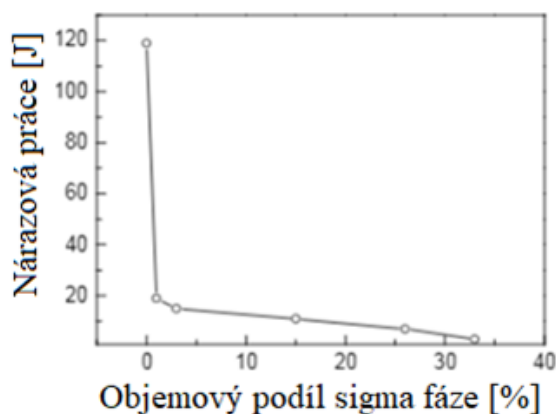
Fáze sigma je obecně považována za nejškodlivější intermetalickou fázi v duplexních ocelích, neboť její přítomnost vede k extrémnímu snížení korozní odolnosti a mechanických vlastností.

Tyto vlastnosti se mění s různým objemovým množstvím sigma fáze, to je možné simulovat pomocí stárnutí oceli při teplotě například 850 °C po různě dlouhou dobu popsané v práci [94]. Množství sigma fáze se pohybovalo od 0 do 33 obj. %, na **obr. 16** je zobrazen vliv na mechanické vlastnosti a na **obr. 17** je vliv na nárazovou práci. [94]



Obr. 16 Vliv sigma fáze na mechanické vlastnosti dle [94]

Při pouhém podílu 1 % sigma fáze se prodloužení snížilo z 34 % na 17 % a nárazová práce se snížila ze 120J na 20J. Při podílu 33 % sigma fáze byla hodnota prodloužení a nárazové práce téměř nulová. [94]

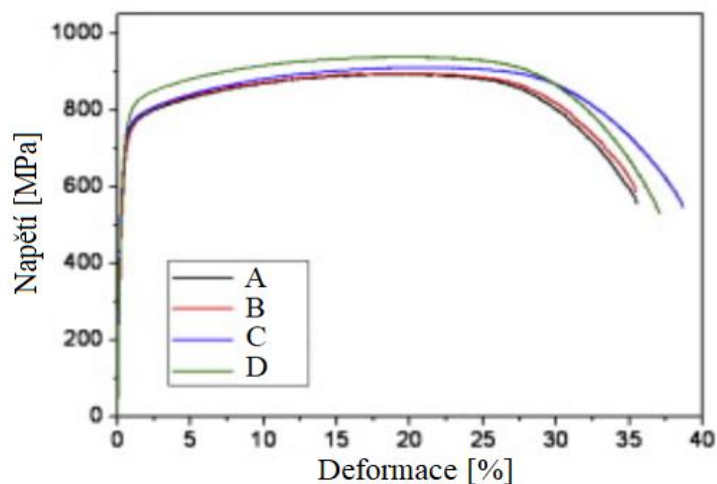


Obr. 17 Vliv sigma fáze na nárazovou práci [94]

Rychlost precipitace sigma fáze má vliv na mechanické vlastnosti hyper duplexních ocelí. Dodržení rychlosti minimalizující výskyt sigma fáze může být překážkou vyšší produkce odlitků z hyper duplexních ocelí.

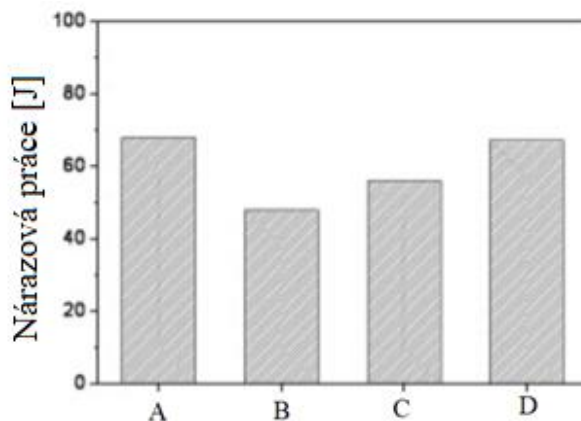
2.7.2 Vliv ceru na mechanické vlastnosti

I malé množství kovů vzácných zemin má dle [71] vliv na vlastnosti materiálu v různých směrech. Přidáním ceru do hyper duplexních ocelí je možné zlepšení tvařitelnosti za tepla, zvýšení odolnosti proti oxidaci při vysokých teplotách, zvýšení odolnosti proti korozi a zlepšení mechanických vlastností při pokojové teplotě. [71]



Obr. 18 Tahový diagram [71]

Za tímto účel byla provedena studie [71] pro hyper duplexní oceli. Během této studie byly připraveny čtyři vzorky s různým množstvím ceru a to 0, 55, 110 a 450 ppm označené A, B, C a D. Po rozpouštěcím žihání (1100 °C) byla u vzorků uskutečněna tahová zkouška na **obr. 18** a zkouška rázem v ohybu na **obr. 19**.

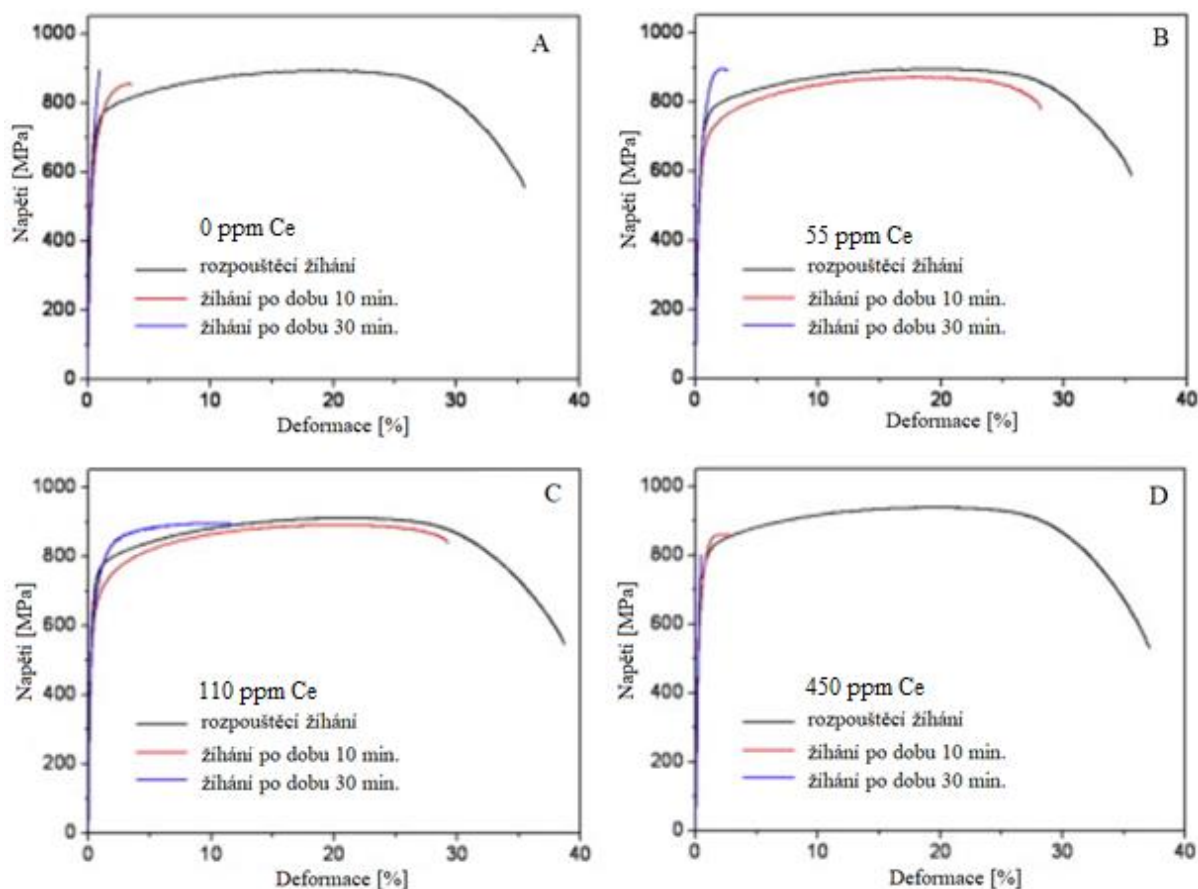


Obr. 19 Výsledky zkoušky rázem v ohybu tepelně zpracovaných vzorků [71]

Oceli vykazovaly podobnou hodnotu meze kluzu a meze pevnosti, ačkoliv ocel D o něco vyšší než ostatní. Nárazová práce u vzorku A a D byla srovnatelná, přibližně 62 J. Pro vzorek B to bylo 48 J a C přibližně 55 J. Vyšší hodnoty nárazové práce u vzorku A a D souvisely s nižším obsahem a velikostí vměstků Cr, Al a Mn. [71]

Následovalo žihání vzorků při teplotě 850 °C po dobu 10 a 30 minut, během kterého došlo k tvorbě intermetalických fází. Legováním Ce je snížena rychlost difuze Cr a Mo, což má za následek snížení množství vyloučených intermetalických fází. Zároveň je Ce prvek, který je rozpustný ve feritu a austenitu, ale ne v sigma fázi. Množství Ce u vzorku B a C snížilo

množství intermetalických fází a tím došlo ke zmírnění degradace mechanických vlastností. Při nadměrném množství Ce u vzorku D vedlo ke vzniku částic bohatých na Ce a snížení koncentrace Ce v matici natolik, že nebyl zaznamenán vliv na vznik intermetalických fází. Výsledky tahových zkoušek na **obr. 20**. [71]

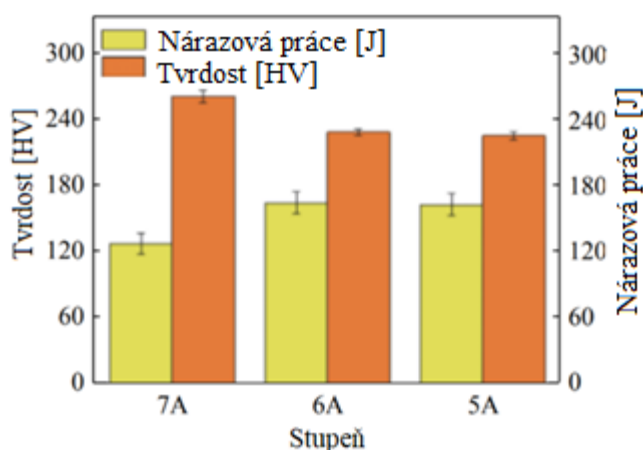


Obr. 20 Tahové diagramy vzorků legovaných cerem a po tepelném zpracování [71]

Z tahových zkoušek na **obr. 20** byly u vzorků A a D naměřeny nižší mechanické vlastnosti, než tomu bylo u vzorků B a C. Byl potvrzen pozitivní vliv ceru v rozmezí 55 a 110 ppm na mechanické vlastnosti.

2.8 Nárazová práce a tvrdost

Hodnoty nárazové práce hyper duplexní oceli 7A jsou zobrazeny na **obr. 21** v porovnání se super duplexními třídami 5A a 6A. Stupeň 7A má hodnotu nárazové práce 124 J, což je v porovnání s 6A, které má 160 J, snížení o 22,5 %. Stupeň 5A má 158 J a procentuální snížení je 21,5 %. Toto snížení nárazové práce hyper duplexní oceli je připisováno vysokému obsahu wolframu, vytvořením křehké mikrostruktury tvořené karbidy a nitridy wolframu. Druhým důvodem je nižší obsah molybdenu, který je nahrazen wolframem. [60]



Obr. 21 Nárazové práce a tvrdosti jednotlivých stupňů duplexních ocelí [60]

Naopak je tomu u tvrdosti, hyper duplexní ocel dosahovala téměř o 15 % vyšší hodnotu tvrdosti (260 HV) než super duplexní třídy. Konkrétně stupeň 6A dosáhl tvrdosti 227 HV a snížení o 12,7 %, pro stupeň 5A je to snížení o 13,9 % při 224 HV. Zvýšení zajistil obsah wolframu, manganu a efekt zpevnění tuhého roztoku dusíkem za vzniku nitridů. [60]

2.9 Svařování hyper duplexních ocelí

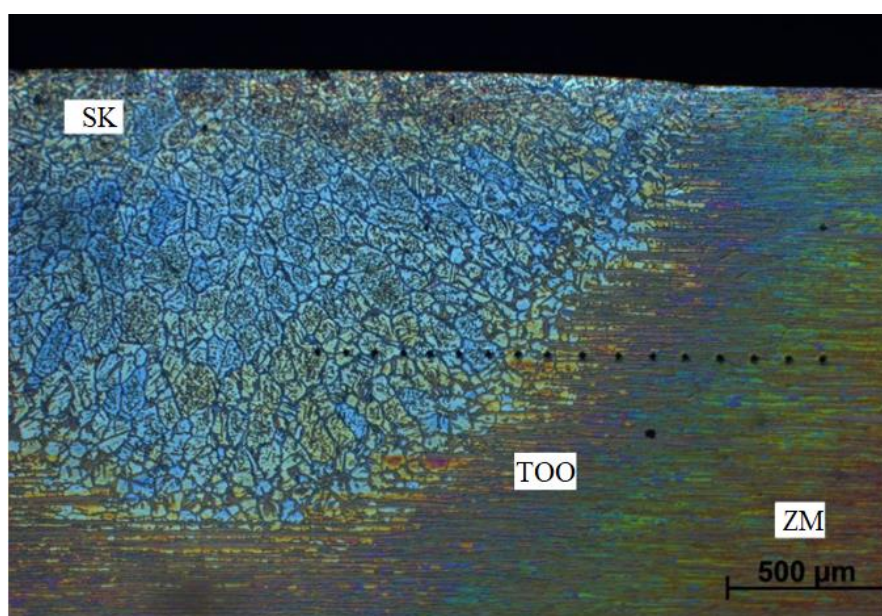
Při vystavení hyper duplexní oceli vysokým energetickým vstupům jako např. je svařovací proces dochází k nerovnováze v podílech feritu a austenitu nebo vyloučení intermetalických fází ve svarovém kovu a tepelně ovlivněné zóně. V místě svarového spoje vzniká mikrostruktura tvořená promícháním základního a přídavného materiálu. Morfologie výsledného spoje závisí na mnoha faktorech, zejména na rychlosti odvodu tepla ze svarového spoje. Svařitelnost je vždy důležitým faktorem, protože je to nejběžnější a často jediná možná technika, která je použita pro spojování součástí a jejich opravu. [95]

Předehřev před svařovacím procesem se v hyper duplexních ocelích nedoporučuje, protože se snižuje ochlazovací rychlost tepelně ovlivněné zóny. Je to možné pouze v případě na odstranění vody nebo zkondenzované vlhkosti, která může být na povrchu svařovaného materiálu. Teplota oceli by neměla přesahovat 100 °C. Předehřev se nedoporučuje provádět kyslíko-palivovým hořákem, neboť na špičce hořáku s teplotou nižší než 100 °C může docházet ke kondenzaci vodní páry z plamene. Pokud je tedy nutný předehřev, provádí se infračervenými nebo elektrickými odporovými ohřívači. Teplotu oceli lze kontrolovat pomocí termočlánku nebo termokříd, jejichž princip je založen na změně skupenství. Při použití termokříd je nutné

dbát, na to, aby byly schváleny pro korozivzdorné oceli. Kontrola teploty je prováděna v místě spuštění oblouku těsně před svařováním. [96, 97]

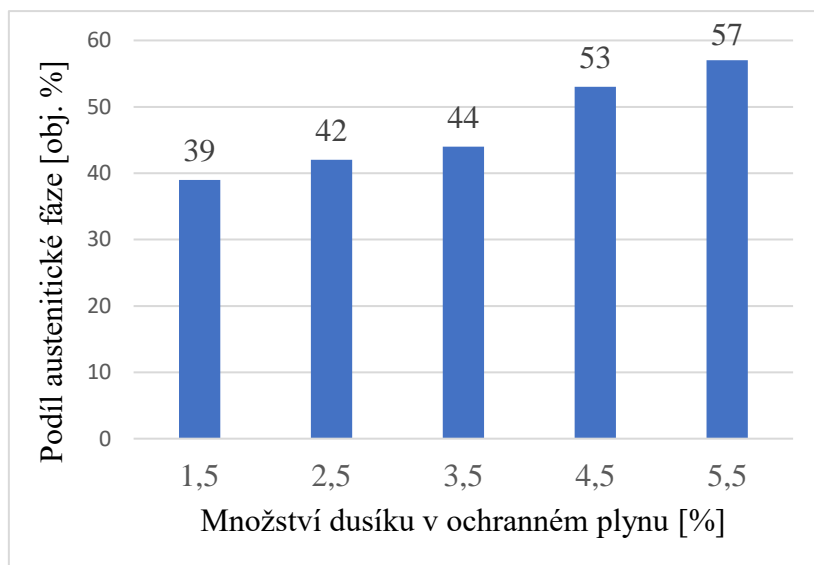
Dalším důležitým parametrem při svařování hyper duplexní oceli je tepelný příkon a teplota interpass (teplota mezi jednotlivými svary tzv. mezipřehřívání). Obecně jsou duplexní oceli citlivé na tepelný příkon. Struktura svarového kovu je odolná proti trhlinám mnohem více než je tomu u austenitických ocelí. Je to díky vyšší teplotní vodivosti a nižší teplotní roztažnosti, takže není způsobeno, tak vysoké lokální teplotní napětí ve svarech. Tepelný příkon pro svařování hyper duplexních ocelí je stanoven v rozmezí od 0,2 až 1,0 kJ/mm a teplota interpass do 100 °C. [97, 98]

Svar je popsán třemi oblastmi. Svarovým kov (SK) a základní kov (ZM) mezi kterými vzniká tepelně ovlivněná oblast (TOO), která nebyla během svařování roztavena, ale došlo v ní vlivem zahřátí ke strukturním změnám. V optimálním případě by měl svarový kov a TOO totožné vlastnosti jako základní materiál. Na **obr. 22** je zobrazen svar hyper duplexní oceli svařovací metodou GTAW (v Evropě je tato metoda označována zkratkou TIG nebo WIG –



Obr. 22 Pohled na svarové oblasti [99]

svařování netavící se elektrodou v ochranné atmosféře inertního plynu). Ve studii [100] proběhl test svařování hyper duplexní oceli metodou GTAW v ochranném plynu Ar s přídavným materiálem a bez přídavného materiálu. Pro svařování s přídavným materiálem označeným ERNiCrMo (0,013 % C, 41 % Ni, 16 % Cr, 16 % Mo, 4 % W a 5 % Fe) byly získány stejné objemové podíly feritu a austenitu [62]. Pro druhý způsob svařování bez přídavného materiálu, svar obsahoval 80 % feritu, což mělo za následek snížení odolnosti proto korozi. V návaznosti na tento výzkum vznikla studie [63] jejíž předmětem bylo určení optimální koncentrace dusíku, která by měla být obsažena v ochranném plynu Ar. Složení ochranné atmosféry se skládalo z Ar a N₂ s odlišným obsahem N₂ a to 1,5 %, 2,5 %, 3,5 %, 4,5 % a 5,5 % při tepelném příkonu 0,15kJ/mm. Výsledkem bylo zjištění téměř lineárního vztahu mezi zvýšením obsahu dusíku v ochranném plynu a objemovým podílem austenitu. Vyjádření závislosti množství dusíku v ochranném plynu a fáze austenitu je graficky zobrazen na **obr. 23**. [99, 100]



Obr. 23 Graf účinku dusíku v ochranném plynu na podíl austenitu ve svaru [99]

Při použití komerčně používaného ochranného plynu s 2,5 % dusíku obsahovala struktura svaru 42 % austenitu. Pro optimální objemový podíl austenitu 50 % ve struktuře byl obsah dusíku v rozmezí 3,5 % a 4,5 %. [99]

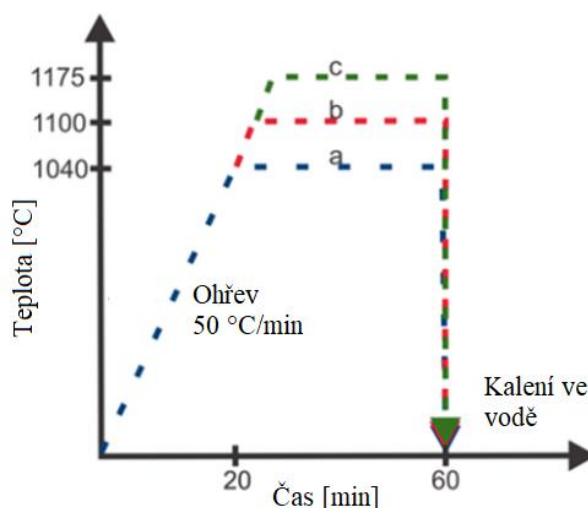
Další možností spojování hyper duplexních ocelí především plechů je svařování třením. Provádí se při rychlosti 400 ot. / min a rychlosti svařování 100 mm / min. Materiál je vystaven plastické deformaci při zvýšené teplotě, kdy vznikají jemná a rovnoměrná zrna. Hlavní výhodou svařování třením je absence přídavku kovu, rychlé ochlazení, které zabraňuje vylučování intermetalických fází. Díky jemným zrnům má svařovaná oblast vyšší pevnost než základní materiál. [101]

Tepelné zpracování po svařování, které by uvolnilo napětí není obvykle nutné a také je nevhodné z již zmíněného důvodu vzniku intermetalických fází v rozmezí teplot od 300 do 1100 °C. Jedinou možností je tepelné zpracování při teplotách nad 1150 °C, které se provádí po rozsáhlejší svařování nebo při svařování kyslíko-acetylenovým plamen. [96]

3 Tepelné zpracování hyper duplexních ocelí

Během pomalého ochlazování po odlévání nebo tváření hyper duplexních ocelí se vylučují výše zmíněné intermetalické fáze. Jejich vznik ve struktuře je velmi rychlý a pohybuje se v řádech minut. Po udržení teploty na cca 900 °C po dobu 50 s již vede k vylučování sigma fáze. Další udržování na teplotě vede ke stabilnímu růstu na hranicích zrn. [102]

Pro obnovení korozní odolnosti a mechanických vlastností je nutné tepelné zpracování. Teplota rozpouštěcího žíhání pro hyper duplexní oceli se pohybuje v rozmezí teplot 1100 až 1200 °C, žíhání musí zajistit zpětné rozpuštění karbidů v matrici. Aby byla precipitace fází potlačena, je nutné hyper duplexní oceli na teplotě rozpouštěcího žíhání prudce ochladit. [103]



Obr. 24 Průběh tepelného zpracování hyper duplexních ocelí [104]

Ve studii [104] bylo provedeno žíhání při různých teplotách od 1040 °C, 1100 °C a 1175 °C po dobu jedné hodiny a následném ochlazení ve vodě. Grafické znázornění popisu experimentu je uvedeno na **obr. 24**. Rychlost ohřevu byla 50 °C/ min v atmosféře argonu.

První žíhací teploty byly 1040 °C a struktura se skládala z 33 % sigma fáze, 57 % austenitu a 10 % sekundárního austenitu. Veškerý delta ferit se transformoval na sigma fázi a sekundární austenit. Výskyt sigma fáze při 1040 °C naznačuje, že i při této teplotě je sigma fáze termodynamicky stabilní. Druhý pokus byl uskutečněn za teploty 1100 °C ze vzorků byla určena přítomnost sigma fáze ve výši 10 %, 50 % delta feritu a 40 % austenitu. Mikrostruktura po tepelném zpracování při 1175 °C vykazovala 70 % delta feritu a pouze 30 % austenitu. [104]

Žíhání hyper duplexních vzorků do 1100 °C také nebylo dostatečné, což je v souvislosti s vysokým obsahem chromu a molybdenu ve srovnání s předchozími generacemi duplexních ocelí. Žíhání při 1175 °C bylo bez výskytu sigma fáze, avšak poměr feritu a austenitu nebyl optimální. Vhodnější způsob byl určen jako žíhání na 1200 °C po dobu jedné hodiny, ochlazení na 1120 °C po dobu jedné minuty a následné ochlazení ve vodě. Výsledná struktura obsahovala 60 % feritu a 40 % austenitu. [104]

3.1 Fyzikální vlastnosti hyper duplexních ocelí

Hyper duplexní oceli mají nízkou teplotní roztažnost podobnou uhlíkovým ocelím. To je vlastnost vhodná pro aplikace cyklicky teplotně zatěžované součásti. Tepelná vodivost je vyšší než u austenitických ocelí, v kombinaci s vysokou pevností je předpoklad pro aplikace jako jsou tlakové nádoby. Přehled fyzikálních vlastností hyper duplexních ocelí v závislosti na teplotě je uveden v **tab 9**. [72]

Tab. 9 Fyzikální vlastnosti hyper duplexních ocelí [21]

Teplota	[°C]	20	100	200	300	400
Měrná tepelná kapacita	[Jkg ⁻¹ K ⁻¹]	470	495	530	560	590
Tepelná vodivost	[Wm ⁻¹ K ⁻¹]	12	14	16	18	19
Teplotní roztažnost	[10 ⁻⁶ K ⁻¹]		12,5	13	13,5	14
Youngův modul pružnosti	[GPa]	197	189	178	168	

Hodnoty měrné tepelné kapacity a tepelné vodivosti mají do 400 °C téměř lineární závislost. Koeficienty teplotní roztažnosti jsou průměrné hodnoty v teplotních rozsazích. Například pro rozsah 20 °C – 300 °C je teplotní roztažnost 13,5 10⁻⁶K⁻¹. S rostoucí teplotou klesá Youngův modul pružnosti.

3.2 Aplikace hyper duplexních ocelí

Velmi vysoká odolnost materiálu proti bodové korozi i za zvýšených teplot umožňuje hyper duplexním ocelím použití v oblastech, kde ostatní materiály nevyhovují. Také díky výhodné kombinaci vyšší pevnosti a tažnosti umožňuje, snížení tloušťky stěn a tím následné snížení hmotnosti v některých aplikacích. [48]

Hlavní produkce hyper duplexních ocelí je zastoupena produkty tváření: trubky (bezešvé, svařované), svitky, plechy a potrubí.

Dalším z příkladů použití hyper duplexních ocelí jsou podmořské aplikace, konkrétně spojovací potrubí z ropných řídicích plošin k vrtné soustavě na mořském dně. Potrubí se skládá z přívodu hydraulické energie, kabely pro přívod elektrické energie, optická vlákna, přívod chemikálií a plynu. Dnes ropný průmysl proniká do hloubky více než 2500 metrů a tlak nad 100 MPa. Tyto podmínky vedly k vývoji hyper duplexní oceli firmou SANDVIK s označením SAF 3207 HD. Tento materiál má mez kluzu o 20 % vyšší než korozivzdorná ocel stupně super duplex. Porovnání trubek ze super duplexní a hyper duplexní oceli jsou uvedeny v **tab. 10**. Kritérium porovnání je úroveň tlaku působící na trubky. [105]

Tab. 10 Úspora hmotnosti [48]

Stupeň	Průměr [mm]	Tloušťka stěny [mm]	Snížení tloušťky [%]	Úspora váhy [%]
Sandvik SAF 2507	12,7	2,56		
Sandvik SAF 3207HD	12,7	1,66	21	22

Odsolovací zařízení představují další příklad z náročných aplikací hyper duplexních ocelí z důvodu kombinace mořské vody a vyšších teplot. Historie odsolování je do značné míry historií vývoje materiálu, protože dodavatelé a zákazníci odsolovacího zařízení se snaží vyvážit potřebu odolnosti proti korozi s udržením nízkých investičních nákladů, tak aby byly cenově dostupné. [106]

Využití hyper duplexní oceli pro komerční slévárenské účely je prozatím ve výzkumu. Jednou ze sléváren podílející se na testování je společnost Highland Foundry Ltd. [107] v Kanadě s povolením od firmy SANDVIK.

4. Experimentální část

Cílem experimentu bylo ověření vlivu chemického složení hyper duplexní austeniticko-feritické oceli na slévárenské a technologické vlastnosti. U experimentálního odlitku byl ověřen vliv podmínek odlévání a tuhnutí na zabíhavost, dosazovací schopnost a sklon k praskání odlitku během tuhnutí a chladnutí ve formě. V závislosti na rychlosti ochlazování.

Hodnocení odolnosti vůči bodové korozi je u duplexních ocelí prováděno pomocí hodnoty PRE. Do skupiny hyper duplexních ocelí jsou zařazeny oceli s hodnotou PRE vyšší než 45. Z tohoto důvodu byla pro experiment zvolena ocel podle americké normy ASTM A890 7A s chemickým složením uvedeným v **tab. 11**. Důvodem výběru této slitiny bylo její možné budoucí uplatnění pro ocelové odlitky.

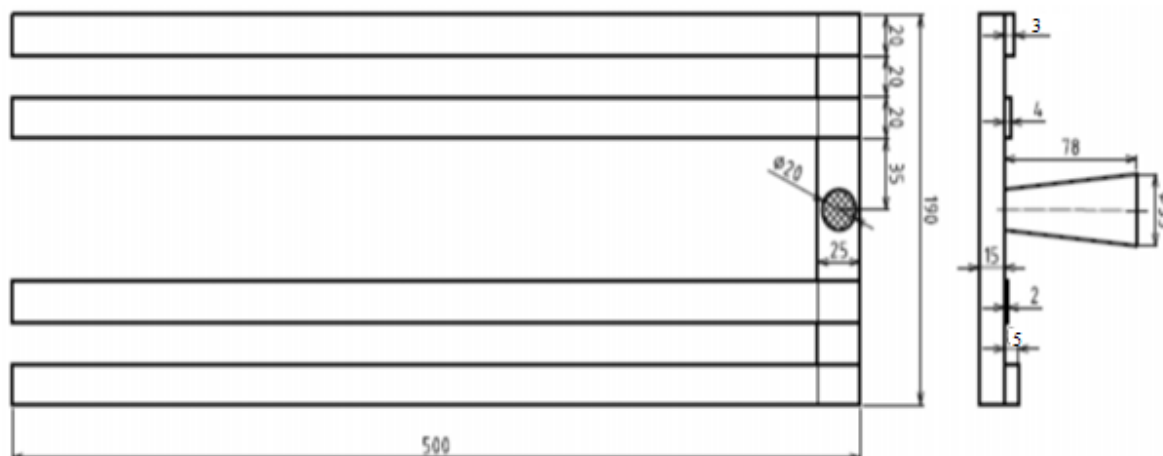
Tab. 11 Chemické složení oceli ASTM A890 7A a požadavek na složení

Materiál	%C max.	%Mn	%Si max.	%P max.	%S max.	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%W	%Cu max.	PRE
A890 7A	0,03	1,00 3,00	1,00	0,03	0,02	26,00 28,00	6,00 8,00	2,00 3,50	0,30 0,40	3,00 4,00	1,00	42,4 52,6
Požadavek	0,03	2,00	0,50	-	-	27,00	7,00	3,00	0,35	3,50	0,50	48,3

Chemické složení hyper duplexní oceli A890 7A obsahuje kromě prvků uvedených v **tab. 11** také barium, bor a dále prvky vzácných zemin cer a lanthan, které zajišťují vyšší korozní odolnost. Tato schopnost nebyla předmětem výzkumu a z tohoto důvodu nebyly tyto prvky zařazeny do chemického složení oceli pro vlastní experiment.

4.1 Modelová zařízení

Pro hodnocení zabíhavosti hyper duplexní korozivzdorné oceli byla použita jako předloha upravený model podle Campbella. [103] Tento upravený model zkoušky zabíhavosti se skládá ze čtyř žeber o tloušťce 5, 4, 3 a 2 mm s délkou 500 mm. Schématické zobrazení modelu je na **obr. 25**. Forma je bezrámová a byla složena těsně před samotným litím.



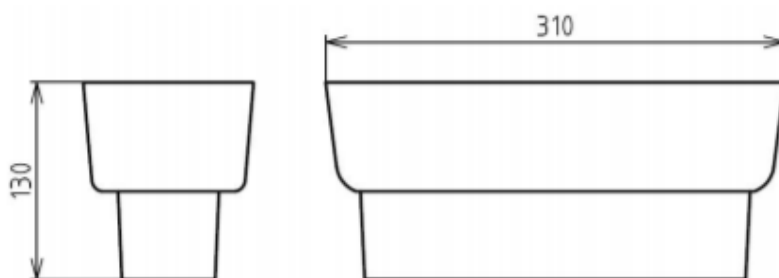
Obr. 25 Model pro zkoušku zabíhavosti

Na **obr. 26** nahoře je vrchní část modelového zařízení zabíhavosti. Všechna žebra obsahují výfuk pro odvod plynů. Ve spodní části obrázku je spodní část modelového zařízení s rozváděcím kanálem.



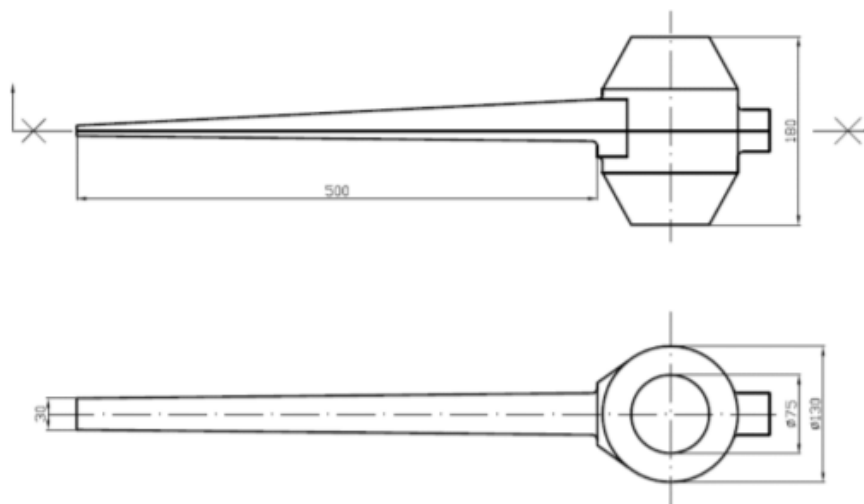
Obr. 26 Modelové zařízení zabíhavosti

Pro odběr vzorků na mechanické vlastnosti byl odlit Y blok tloušťky 60 mm. Na **obr.27** je uveden model zkušebního klínu. Hladina byla po odlití ošetřena exo zásypem.



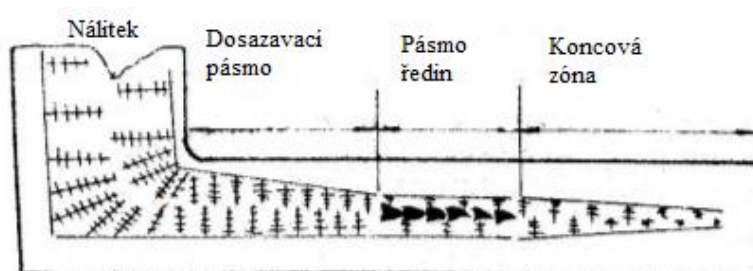
Obr. 27 Model Y bloku 60

Hodnocení technologických vlastností je možné pomocí zkušební odlitku od Ing. Lukeše. Tento model se dle [66] označuje jako tzv. Lukešova zkouška a slouží k hodnocení volného smrštění, dosazovací vzdálenosti a určení součinitele stahování. Na **obr.28** je model Lukešovy zkoušky.



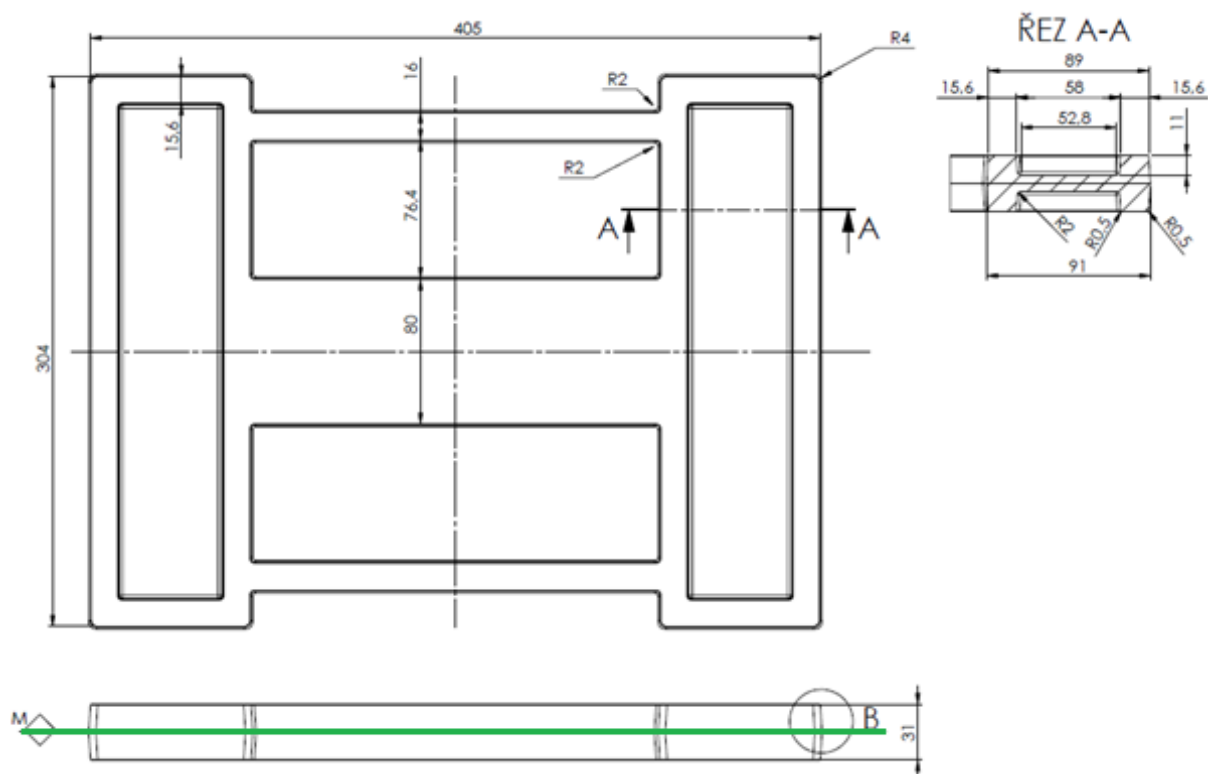
Obr. 28 Model technologické zkoušky podle Ing. Lukeše [108]

Prodloužení klínová část slouží k určení volného smrštění změřením délky modelu a odlitku. Zároveň klínová část ověřuje dosazovací vzdálenost kovu, pomocí prozařování RTG je možné monitorovat výskyt ředin a staženin v koncové a nálitkové zóně. Nálitkem je válcová část. Na **obr. 29** oblast působení nálitku.



Obr. 29 Oblasti působení nálitku [109]

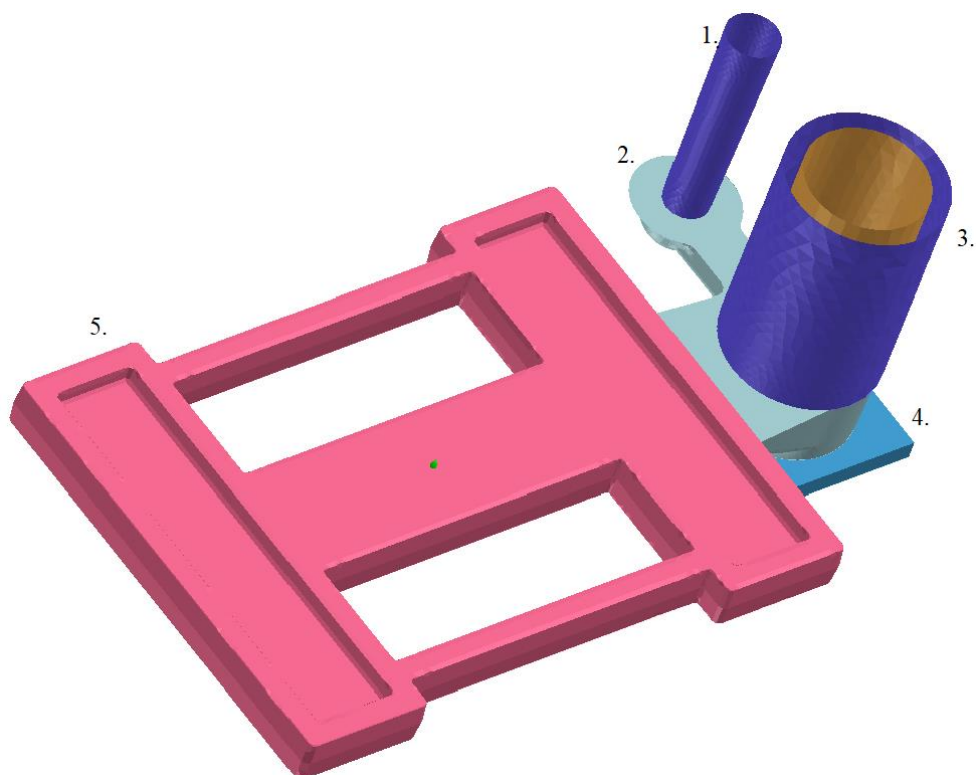
Hlavním předmětem výzkumu v rámci diplomové práce se stal odlitek napěťové mřížky, která se skládá ze dvou tenkých žebér a uprostřed silnější části, to celé je uzavřeno do kompaktního tvaru. Tento zkušební model byl zkonstruován pro zjištění sklonu slitiny k tvorbě trhlin a prasklin. Na **obr. 30** je zobrazen výkres modelu napěťové mřížky. Dělicí rovina je naznačena zelenou barvou.



Obr. 30 Výkres modelu napěťové mřížky

Pro odlitek napěťové mřížky byl zhotoven model vtokové soustavy. Na **obr. 31** je zobrazena kompletní sestava modelového zařízení obsahující:

1. vtokový kůl
2. vtoková soustava – spodní část odlitku obsahuje dopadovou jamku a krček
3. exotermický nálitek – MX3 s průměrem 80 mm, výškou 150 mm od výrobce FAPROSID
4. izolace
5. napěťová mřížka



Obr. 31 Sestava modelového zařízení napěťové mřížky

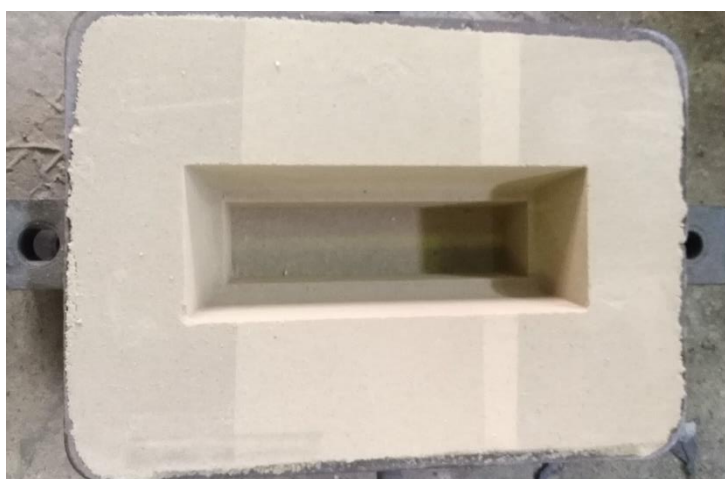
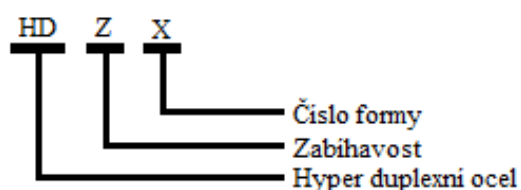
4.2 Výroba forem a jejich označení

Pro výrobu forem byla použita samotuhnoucí formovací směs z křemenného ostriva BK 27, pojiva Geopol 618 a tvrdidla SA 72 pro geopolymerní pojiva. Všechny formy byly zaformovány ručně. Na **obr. 32** je uvedena forma pro zkoušku zabíhavosti, **obr. 33** zobrazuje Y blok 60, **obr. 34** forma Lukešovy zkoušky a na **obr. 35** spodní díl formy napěťové mřížky s označeným umístěním nálitku.



Obr. 32 Forma zkoušky zabíhavosti

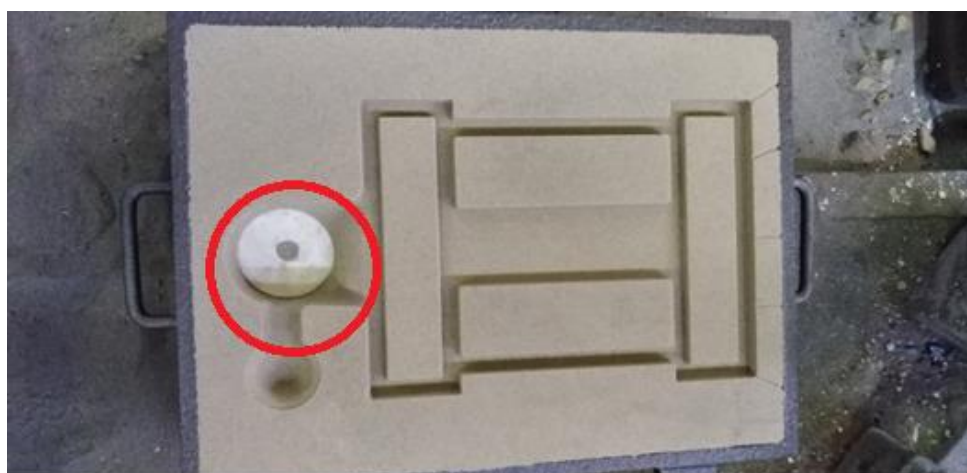
Celkem byly odlity 3 zkoušky zabíhavosti. Jejich označení je zobrazeno na následujícím schématu níže:



Obr. 33 Forma Y bloku 60

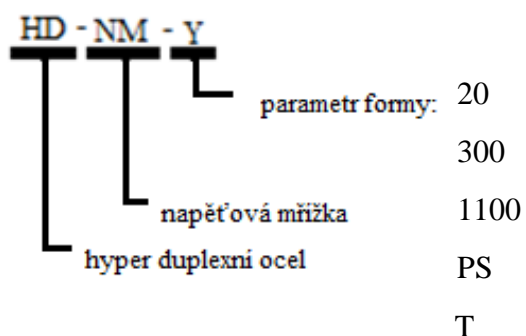


Obr. 34 Forma Lukešovy zkoušky



Obr. 35 Spodní polovina formy napět'ové mřížky s označeným umístěním nálitku

Celkem byly zaformovány 4 formy napět'ových mřížek. Označení forem se shoduje s označením odlitků. Označení je schématicky zobrazeno níže:

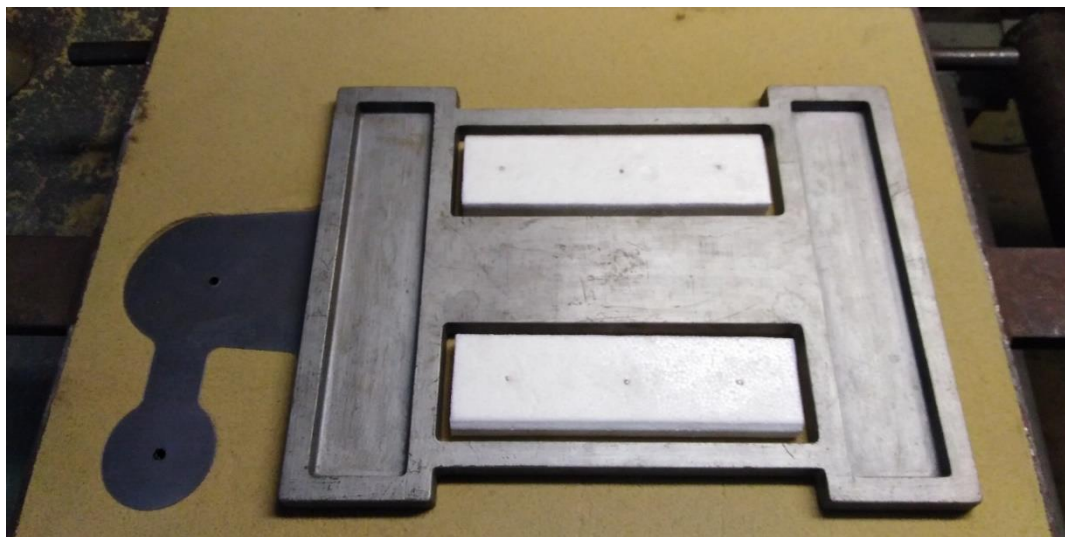


U každého ze čtyř odlitků byl změněn jeden parametr formy. Konkrétní označení a k jakým změnám došlo:

- HD-NM-20 - počáteční teplota formy 20 °C
- HD-NM-300 - počáteční teplota formy 300 °C

Tento zkušební odlitek byl zaměřen na vliv intermetalických fází, které snižují mechanické vlastnosti. Aby bylo dosaženo vyloučení intermetalických fází v odlitku ve větším rozsahu, byla forma před odléváním předehřáta na 300 °C. Důvodem bylo především snížení rychlosti chladnutí a zajištění dostatečně dlouhé doby pro vyloučení intermetalických fází.

- HD-NM-1100 - zchladnutí odlitku ve formě na 1100 °C a otevření formy
- HD-NM-PS - snížení tuhosti formy pomocí polystyrenových bloků (**obr. 36**)
- HD-NM-T - vzorek odebraný z odlitku HD-NM-20 a tepelně zpracovaný

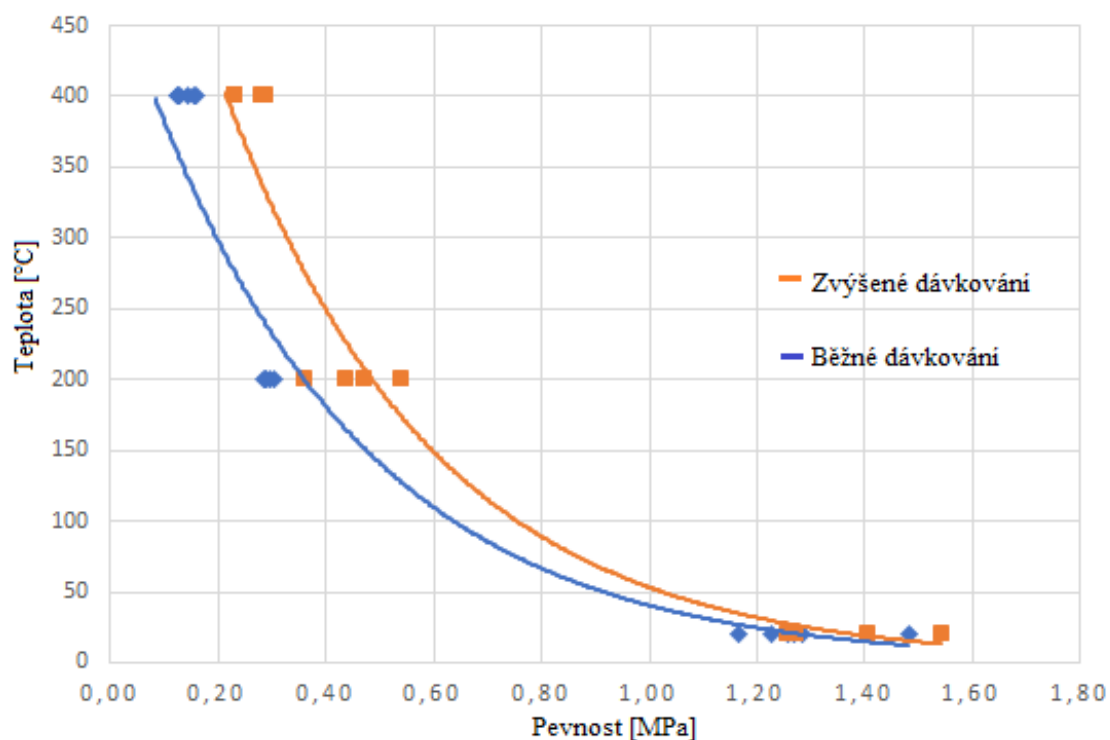


Obr. 36 Snížení tuhosti formy HD-NM-PS

Před samotným formováním byla otestována pevnost formovací směsi v ohybu pomocí zkušebních trámečků při běžném dávkování (hmotnost pojiva 1,5 % z hmotnosti formovací směsi a hmotnost tvrdidla 20 % z hmotnosti pojiva) a zvýšeném dávkování (hmotnost pojiva 3 % z hmotnosti formovací směsi a hmotnost tvrdidla 20 % z hmotnosti pojiva). Tento test proběhl z důvodu obav o snížení pevnosti formy HD-NM-300 ať už během její přepravy, tak především během odlévání. V **tab. 12.** jsou hodnoty pevností při zvýšených teplotách, běžném a zvýšeném dávkování. Zároveň byl z tabulky sestrojen graf závislosti pevnosti formovací směsi na teplotě na **obr. 37.**

Tab. 12 Pevnosti formovací směsi při zvýšených teplotách

20 °C		200 °C		400 °C	
Běžné dávkování	Zvýšené dávkování	Běžné dávkování	Zvýšené dávkování	Běžné dávkování	Zvýšené dávkování
Pevnost [MPa]					
1,17	1,54	0,29	0,44	0,12	0,29
1,29	1,41	0,30	0,54	0,16	0,23
1,23	1,27	0,30	0,47	0,13	0,28
1,48	1,26	0,29	0,36	0,15	0,23
1,27		0,29		0,13	
1,26				0,15	

**Obr. 37** Vliv teploty na pevnost formovací směsi

Pomocí zvýšeného dávkování bylo zajištěno zvýšení pevnosti, jak vyplývá z grafu na **obr. 37**. Předehřev formy před litím byl stanoven na 300 °C. Data byla proložena křivkami a byl stanoven odhad pevnosti při 300 °C pro běžné dávkování 0,2 MPa a 0,26 MPa pro zvýšené dávkování. Pro formu HD-NM-300 bylo použito zvýšené dávkování. Odlévání všech zbylých forem proběhlo do formovací směsi s běžným dávkováním.

4.3 Tavení a odlévání

Tavení bylo uskutečněno na elektrické vakuové indukční peci CORNSARC. Snímky pece a víka jsou uvedeny na **obr. 38** a **obr. 39**. Tavení proběhlo na neutrální vyzdívce Wedorit FM15.



Obr. 38 Pec CORNSARC



Obr. 39 Víko pece

Tavba č.1

Kovovou vsázku tvořil vrat duplexní oceli, feroslitiny a čisté železo (Armco). Druhování vsázky je uvedeno v **tab. 13**. Celková hmotnost vsázky byla 80 kg. Proces následného zpracování probíhal ve vakuu.

Tab. 13 Vsázka tavby č.1

vsázka	vrat	FeW65	Ni	FeCrN	FeMo65	Cu	FeCr003	Armco	celkem
hmotnost [kg]	45,8	4	2,9	1,1	0,5	0,3	11	11,6	77,2

Tavba ve vakuu byla započata v 9:30 s počátečním tlakem 350 mbar. Vakuování taveniny probíhalo při teplotě cca 1600 °C a tlaku 40 mbar. Během odběrů vzorků na chemickou analýzu bylo vakuu přerušeno. Celkem byly uskutečněny 3 chemické analýzy. Chemická analýza po natavení, po legování a z pánve. V 11:30 proběhl ohřev taveniny na odpichovou teplotu, přerušeno vakuu, zavzdušněna pec a sejmuto víko. Odpich taveniny proběhl při teplotě 1685 °C a byl odebrán vzorek na chemickou analýzu z pánve. Výsledky chemických analýz jsou uvedeny v **tab. 14**. Tabulka také obsahuje předepsané chemické složení a normu pro hyper duplexní oceli. Celková doba tavby trvala 4 hodiny z čehož po dobu 2 hodin probíhalo vakuování taveniny.

Tab. 14 Výsledky chemických analýz, požadované chemické složení, norma

Prvek	%C max.	%Mn	%Si max.	%P max.	%S max.	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%W	%Cu max.	PRE
A 890 7A	-	1,00	-	-	-	26,00	6,00	2,00	0,30	3,00	-	42,4
	0,03	3,00	1,00	0,03	0,02	28,00	8,00	3,50	0,40	4,00	1,00	52,6
Požadavek	0,03	2,00	0,50	-	-	27,00	7,00	3,00	0,35	3,50	0,50	48,3
Po natavení	0,029	0,50	0,40	0,019	<0,150	25,74	7,20	2,96	0,256	4,40	0,47	46,9
Po legování	0,024	1,78	0,49	0,021	<0,150	26,43	6,61	2,97	0,313	4,28	0,46	48,3
Z pánve	0,023	1,74	0,44	0,023	<0,150	26,69	7,13	2,89	0,391	4,18	0,48	49,4

Obsah všech prvků byl v rozmezí předepsaných hodnot pro hyper duplexní ocel A890 7A, vyjma wolframu jehož koncentrace překročila normu o 0,18 %. Předpokládá se, že toto překročení obsahu wolframu nemělo vliv na vlastnosti oceli. Výsledná hodnota PRE byla z chemické analýzy z pánve stanovena na 49,4. Tato hodnota odpovídá jakosti hyper duplexních ocelí a chemické složení bylo vyhovující.

Tavba č. 2

Základní vsázka byla tvořena vratem duplexní ocelí, čistým železem (Armco) a feroslitinami. Druhování vsázky je uvedeno v **tab. 15**.

Tab. 15 Složení vsázky pro tavbu č. 2

vsázka	vrat	FeW75	Ni	FeCrN	FeMo65	Cu	FeCr003	Armco	Mn	celkem
hmotnost [kg]	48,1	3,6	2,9	2,1	1,2	0,3	11,8	9	1,1	80,1

Průběh tavby č.2 byl téměř shodný s tavbou č.1. Vakuování tavby bylo započato v 9:00 s počátečním tlakem 350 mbar. Tavenina byla vakuována při teplotě $T = 1610\text{ }^{\circ}\text{C}$ a tlaku 40 mbar. Proběhly dvě analýzy chemického složení z pece, a to po natavení a po legování. V 10:30 bylo dosaženo odpichové teploty. Odpich taveniny proběhl při teplotě $1700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Třetí chemická analýza proběhla z pánve. Výsledky chemických analýz jsou uvedeny v **tab. 16**. Doba tavby byla 3 hodiny z čehož vakuování taveniny probíhalo po dobu 1,5 hodiny.

Tab. 16 Výsledky chemických analýz, požadovaného chemického složení, norma

Prvek	%C max.	%Mn	%Si max.	%P max.	%S max.	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%W	%Cu max.	PRE
A 890 7A	-	1,00	-	-	-	26,00	6,00	2,00	0,30	3,00	-	42,4
	0,03	3,00	1,00	0,03	0,02	28,00	8,00	3,50	0,40	4,00	1,00	52,6
Požadavek	0,03	2,00	0,50	-	-	27,00	7,00	3,00	0,35	3,50	0,50	48,3
Po natavení	0,036	1,61	0,38	0,016	<0,150	26,43	7,00	2,83	0,380	3,01	0,45	46,8
Po legování	0,018	1,494	0,40	0,017	<0,150	26,47	6,91	3,00	0,229	3,42	0,45	45,7
Z pánve	0,017	1,77	0,34	0,017	0,016	27,17	7,01	3,00	0,386	3,46	0,40	49,0

Z **tab. 16** je patrné, že koncentrace všech prvků byla v rozmezí normy pro hyper duplexní oceli. Hodnota čísla PRE byla 49,0, takže bylo splněno kritérium pro jakost hyper duplexní oceli a chemické složení bylo vyhovující.

Porovnání výsledků chemického složení z tavby č.1, č.2 a předepsaným požadovaným složením v **tab. 17**.

Tab. 17 Porovnání předepsaného a změřeného chemického složení

Materiál	%C max.	%Mn	%Si max.	%P max.	%S max.	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%W	%Cu max.	PRE
Požadavek	0,03	2,00	0,50	-	-	27,00	7,00	3,00	0,35	3,50	0,50	48,3
Tavba č.1	0,023	1,74	0,44	0,023	<0,150	26,69	7,13	2,892	0,391	4,176	0,48	49,4
Tavba č.2	0,017	1,77	0,34	0,017	0,016	27,17	7,013	3,002	0,386	3,457	0,396	49,0

Chemické složení požadované hyper duplexní oceli bylo předepsáno, tak aby hodnota PRE byla vhodná a zasahovala do rozmezí hyper duplexních ocelí. Obě experimentální tavby kritérium pro hyper duplexní oceli splnily.

Z taveb byly celkem odlity 3 formy zkoušek zabíhavosti, 4 odlitky napětové mřížky, 1 forma Lukešovy zkoušky a 1 forma Y bloku 60. V **tab. 18** je uveden průběh odlévání.

Tab. 18 Průběh odlévání

Tavba č. 1				
Pořadí odlévání	Označení odlitku	Licí teplota [°C]	Doba lití [s]	Čas měření teploty [s]
1	HD-Z-1	1590	4	0
2	HD-NM-20	1540	14	15
3	HD-NM-300	1525	13	36
4	HD-Z-2	1520	3	86
5	Y blok 60	1505	7	98
Tavba č. 2				
1	HD-NM-PS	1604	12	0
2	HD-Z-3	1579	3	27
3	Lukeš. zk.	1574	7	33
4	HD-NM-1100	1553	14	55

Doby lití a časy měření teplot byly získány ze záznamu průběhu tavby. Neoznačené licí teploty v **tab. 18** byly naměřené hodnoty. Naměřené hodnoty byly za předpokladu lineárního průběhu proloženy přímkou a označené licí teploty byly odhadnuty.

4.4 Hodnocení zabíhavosti

Zabíhavost je schopnost slitiny vyplnit dutinu formy. Tato schopnost byla ověřena na hyper duplexní oceli na třech odlitcích. Odlitky zabíhavostí jsou zobrazeny na **obr. 40** a pořadí jejich odlití je zleva HD-Z-1, HD-Z-2 a HD-Z-3. Odlitek zabíhavosti HD-Z-3 musel být z hodnocení vyloučen. Důvodem byla zateklina v žebře tloušťky 5 mm, to mělo vliv na zabíhavost žebra tloušťky 2 mm. Zateklina mohla být způsobena nepřesností skládaných forem nebo nedostatečným zatížením horní poloviny formy.



Obr. 40 Odlitky zabíhavosti HD-Z-1, HD-Z-2 a HD-Z-3

Licí výška činila 180 mm a skládala se ze 130 mm nálevky a 50 mm výšky horní poloviny formy. Délka modelu před smrštěním byla 500 mm a po smrštění 491 mm. Volné smrštění činí 1,8 %. Od délky 491 mm byla odečtena šířka rozvodového kanálu, která činí 24 mm. Tedy maximální délka zaběhnutí byla 467 mm. Maximální plocha zaběhnutí byla 9107 mm², která byla vypočítána součinem maximální délky 467 mm a šířky žebra 19,5 mm po smrštění.

V **tab. 19** jsou zaznamenány délky zaběhnutí jednotlivých žebor. Tabulka také obsahuje plochu nezaběhnutých žebor. Plocha nezaběhnutých žebor byla přenesena na milimetrový papír a stanovena pomocí planimetrické metody, neboť čela nezaběhnutých žebor nebyla pravidelná a nezabíhala celý průřez.

Tab. 19 Délky a plochy zaběhnutí

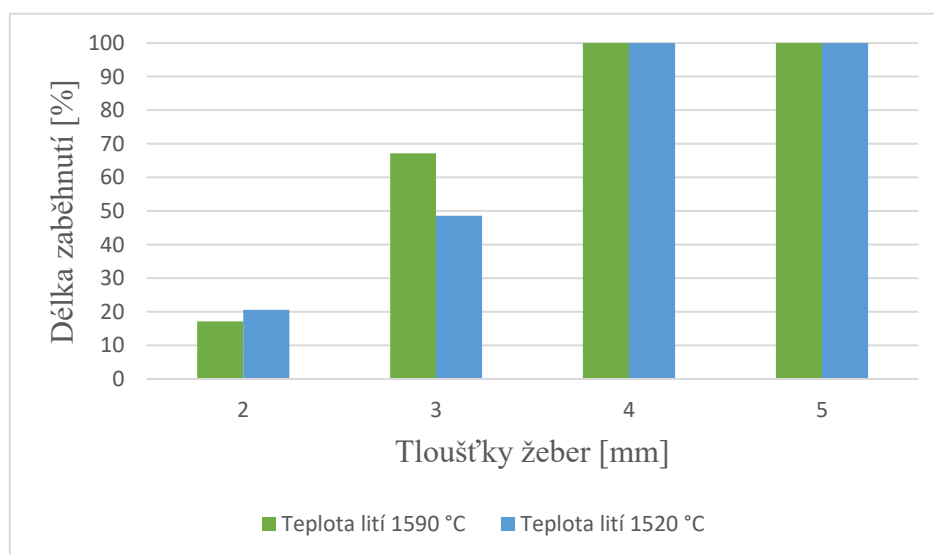
Označení	Licí teplota [°C]	Délka zaběhnutí [mm]				Plocha zaběhnutí [mm ²]			
		Tloušťka žebra [mm]				Tloušťka žebra [mm]			
		5	4	3	2	5	4	3	2
HD-Z-1	1590	467	467	314	80	9107	9107	6099	1494
HD-Z-2	1520	467	467	227	96	9107	9107	4520	2173

Pro přehlednější hodnocení zabíhavosti byla sestavena **tab. 20**, která obsahuje procentuální porovnání ploch zaběhnutí. Délka maximálního zaběhnutí je vyjádřena 100 %.

Tab. 20 Procentuální vyjádření zabíhavosti

Označení	Teplota lití [°C]	Délka zaběhnutí [%]				Plocha zaběhnutí [%]			
		Tloušťka žebra [mm]				Tloušťka žebra [mm]			
		5	4	3	2	5	4	3	2
HD-Z-1	1590	100	100	67,2	17,1	100	100	67	16,4
HD-Z-2	1520	100	100	48,6	20,6	100	100	49,6	23,9

Z výsledků je možné usoudit, že hranice zabíhavosti oceli A890 7A v žebrech tloušťky 4 a 5 mm jsou vyšší, než 500 mm pro lití do pískových forem. Pro přehlednost délky zaběhnutí v procentuálním vyjádření byl sestaven graf na **obr. 41**.

**Obr. 41** Procentuální vyjádření délky zaběhnutí

Zabíhavost žebra tloušťky 3 mm se pohybuje od 200 do 300 mm v závislosti na licí teplotě. V případě zabíhavosti tloušťky 2 mm se délka zaběhnutí pohybuje 100 mm v závislosti nejen na licí teplotě, ale i licí výšce nebo odvzdušnění formy.

4.5 Hodnocení Lukešovy zkoušky

Objemové změny chladnoucích a tuhoucích odlitků jsou možným zdrojem vad například: staženiny, porezita, vnitřní pnutí nebo nedodržení rozměrů. Změny, ke kterým dochází je možné rozdělit na: smršťování tekuté fáze

objemové změny při tuhnutí – stahování

smršťování v tuhém stavu

Smršťování tekuté fáze je spojeno s poklesem teploty v pánvi a pokračuje během plnění až po teplotu likvidu. Ke stahování dochází v intervalu teplot likvidu a solidu. Zmenšování objemu při tuhnutí ocelí souvisí se vznikem uspořádané krystalové mřížky. Během smršťování v tuhém stavu dochází k délkovým změnám odlitku, což se označuje jako lineární smrštění. Pro oceli se hodnota smrštění v tuhém stavu pohybuje okolo 2 %. Projev uvedených změn závisí na řadě faktorů, mezi které patří například: typ slitiny, konstrukce odlitku, vlastnosti formy nebo podmínky tuhnutí a chladnutí. [110]

Pro hodnocení technologických vlastností byla použita Lukešova zkouška, její odlitek je na **obr. 42**. Lící teplota byla stanovena 1574 °C.



Obr. 42 Odlitek Lukešovy zkoušky

Prodloužená část slouží k hodnocení volného smrštění. Délka modelu byla 500 mm a po smrštění 490 mm. Součinitel smrštění je tedy 2 %. U austenitických korozivzdorných ocelí se součinitel smrštění dle diplomové práce Myšky [103] pohybuje kolem hodnoty 2,6 %. Dle diplomové práce Nejedlého [63], kde byly zkoumány jakosti duplexních ocelí 4A, 5A a 6A se pohybovalo smrštění v rozmezí 1,46 – 1,70 %. Lineární smrštění hyper duplexní oceli 7A navazuje na předchozí generace duplexních ocelí.

U válcové části Lukešovy zkoušky byl změřen objem otevřené staženiny na **obr. 43**. Měření bylo provedeno pomocí křemenného ostříva na **obr. 44**, jehož objem byl stanoven pomocí odměrného válce na 92 ml. Na základě velikosti staženiny bylo možné určit součinitel stahování β , který byl vypočítán pomocí rovnice 4.1 [110]:

$$\beta = \frac{V_{st}}{V_0 \cdot V_n} * 100 [\%] \quad (4.1)$$

kde: V_{st} – objem staženiny

V_0 – objem nálitkové sekce

V_n – objem nálitku

Objemy nálitkové sekce (312 ml) a nálitku (1724 ml) byly stanoveny na základě změřených rozměrů. Součinitel stahování má hodnotu 4,52 %. Pro duplexní ocel A890 4A činil součinitel stahování 1,9 % při teplotě lití 1567 °C dle Stejskala [66] a pro duplexní ocel A890 5A činil součinitel stahování 1,95 % při teplotě lití 1159 °C dle Nejedlého [63]. V porovnání s předchozími generacemi duplexních ocelí má hyper duplexní ocel vyšší sklon k stahování.



Obr. 43 Otevřená staženina



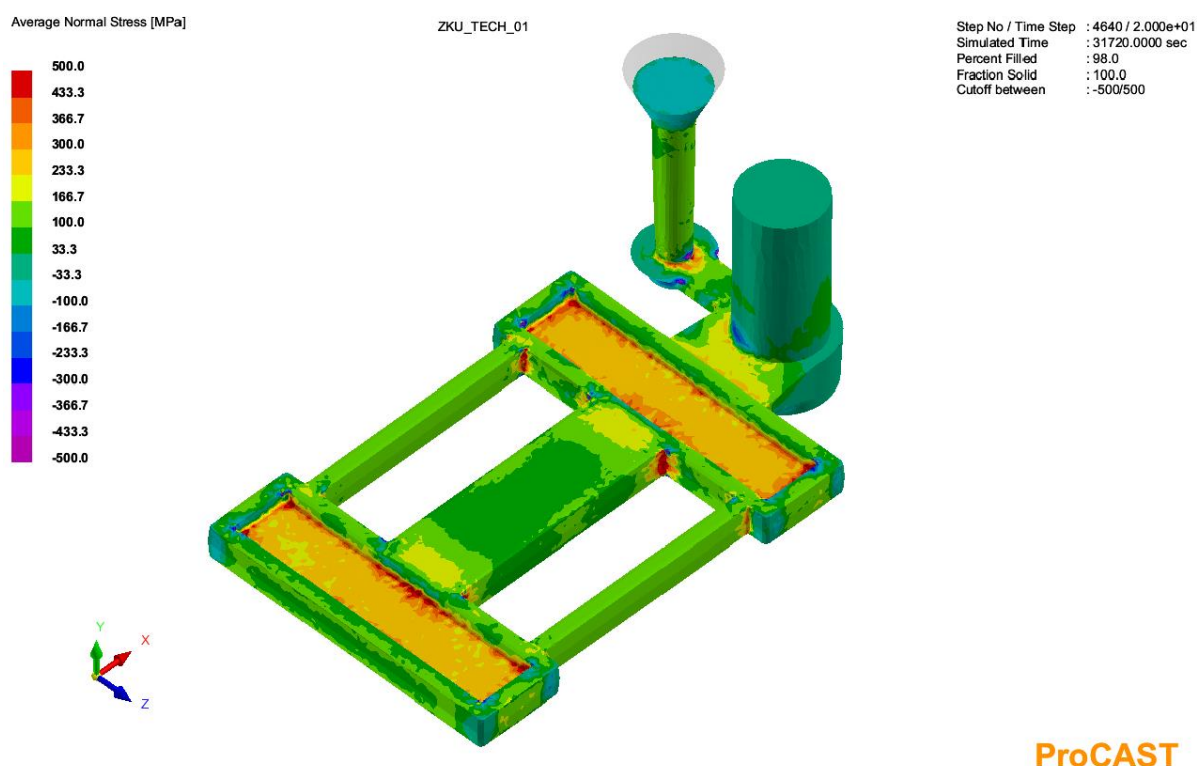
Obr. 44 Měření objemové staženiny

V příloze 1 je rentgenový snímek prodloužené klínové části Lukešovy zkoušky. Na snímku byly pozorovány pouze vady povrchu. Snímek byl sestaven ze dvou fotek, proto je v prostřední části čára napojení.

4.6 Hodnocení napět'ové mřížky

Hlavním cílem diplomové práce bylo ověření sklonu k praskání, které je velmi důležité při výrobě odlitků z hyper duplexních ocelí. V teoretické části bylo pojednáváno o intermetalických fázích a jejich vlivu na vlastnosti hyper duplexních ocelí. Experiment byl zaměřen na vliv rychlosti ochlazování odlitku na praskání a také jaký vliv má tuhost formy, respektive tepelně bržděné smršťování. Jako vhodný odlitek byl vybrán model napět'ové mřížky, která byla více popsána v teoretické části. Během experimentu byly zajištěny rozdílné podmínky během tuhnutí a chladnutí odlitku napět'ové mřížky.

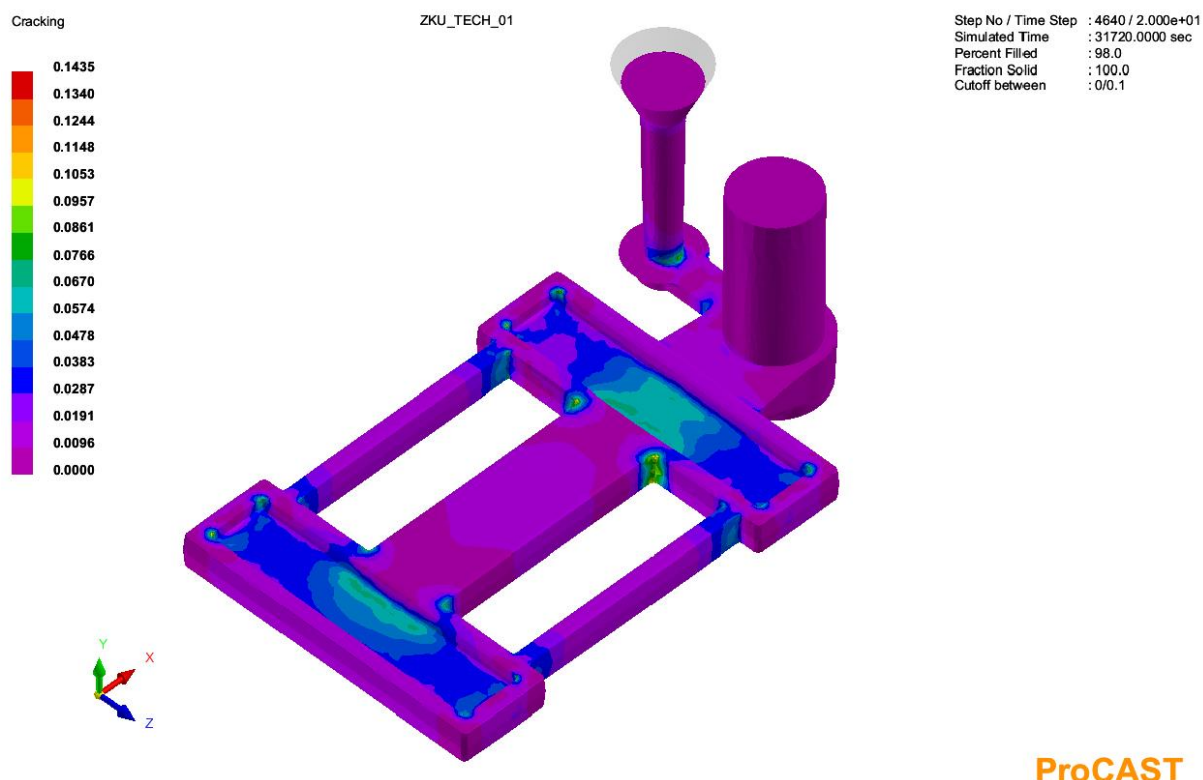
Prvním zkušebním odlitkem napět'ové mřížky byl odlitek HD-NM-20. Před samotným odléváním napět'ové mřížky byla provedena její simulace v programu ProCAST. Následně proběhla analýza vznikajícího napětí na **obr. 45**.



Obr. 45 Simulace napětí na odlitku napět'ové mřížky HD-NM-20

Provedená simulace zobrazuje odlitek po zchladnutí a vytažení z formy při 20 °C. Výsledky zvyrazňovaly červeným zabarvením místa nejpravděpodobnějšího výskytu tahového napětí s hodnotou převyšující 500 MPa. Nejvyšší koncentrace napětí byla zaznamenána v napojení prostřední příčky a okolní oblasti.

Druhý použitým kritériem simulace byla analýza nejpravděpodobnějšího výskytu prasklin na **obr. 46**.



Obr. 46 Simulace výskytu prasklin v odlitku napěťové mřížky HD-NM-20

Data korespondovala s předchozí analýzou napětí a iniciace praskliny bylo možné očekávat opět v místě napojení prostřední příčky na spojovací část.

První zkušební odlitek napěťové mřížky byl odlitek HD-NM-20 odlit do formy s teplotou 20 °C. Po zchladnutí odlitku na pokojovou teplotu byl odlitek mechanicky očištěn na **obr. 47**.



Obr. 47 Odlitek HD-NM-20

Na odlitku došlo k prasknutí v oblasti napojení prostřední příčky na spojovací část. Prasklina měřila 155 mm a její šířka v místě vyústění na povrch odlitku činila 0,8 mm. Výsledky simulace se shodovaly s reálným odlitkem a došlo k prasknutí v místě určeném simulací.

Druhým zkušebním odlitkem byl odlitek s označením HD-NM-300. Po zchlazení odlitku ve formě na teplotu okolí, byla forma rozebrána a odlitek vyjmut. Pohled na očištěný odlitek je na **obr. 48**.



Obr. 48 Odlitek HD-NM-300

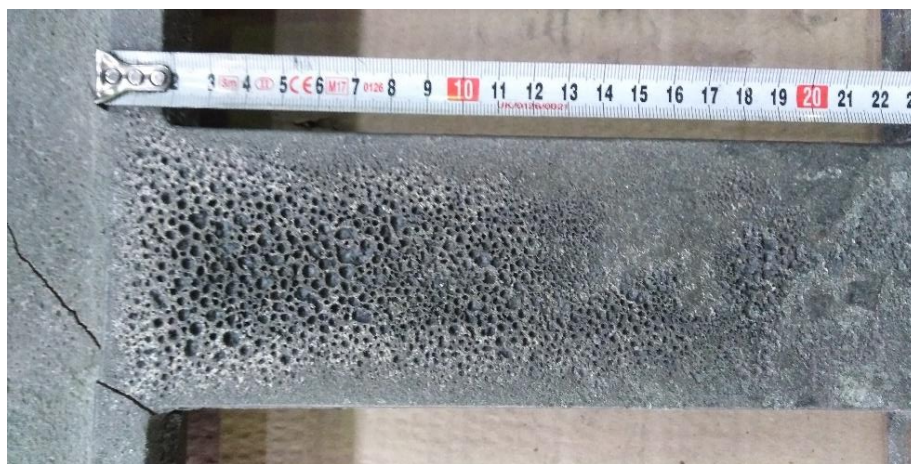
Z **obr. 48** je patrná prasklina, která byla jako u předchozího odlitku HD-NM-20 iniciována v napojení prostřední části odlitku v místě koncentrace tahových napětí. Délka praskliny činila 151 mm a její šířka v místě vyústění na povrch odlitku byla 0,6 mm. Bližší pohled na prasklinu na **obr. 49**.



Obr. 49 Prasklina odlitku HD-NM-300

Při bližším ohledání odlitku byla zaznamenána nejen hlavní prasklina, ale došlo k porušení i na druhé straně napojení odlitku. Prozatím nebylo možné jednoznačně prokázat vliv intermetalických fází na snížení plastických vlastností, neboť praskly oba odlitky.

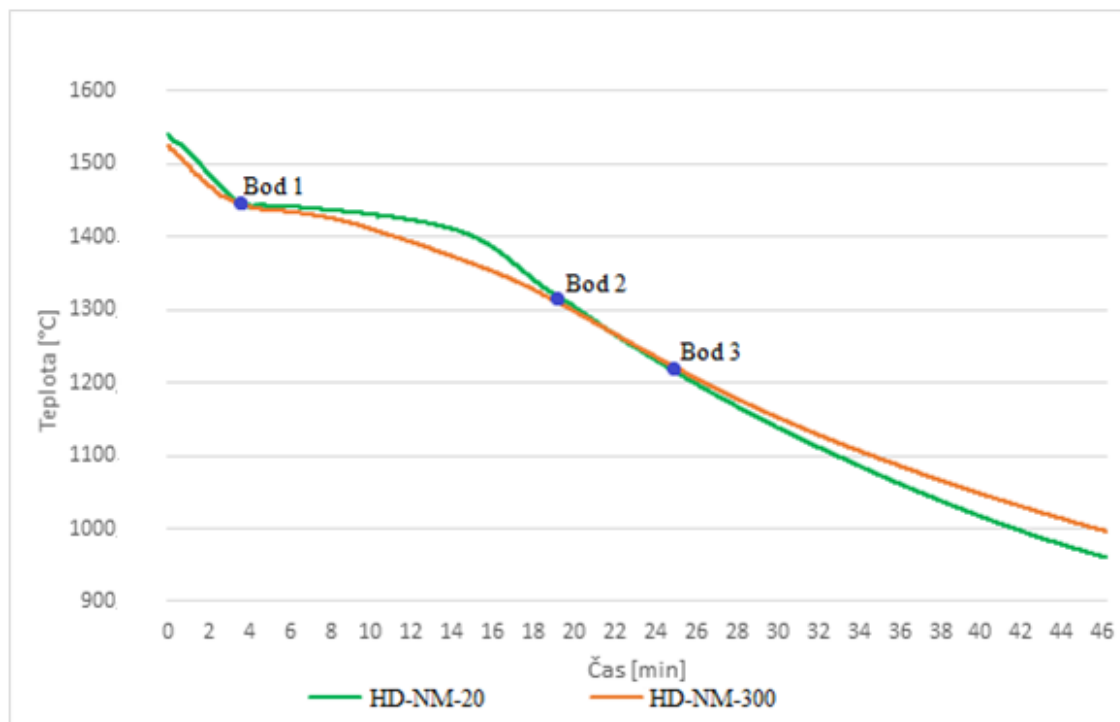
Ačkoliv byla forma odvzdušněna v dělicí rovině a předeřřáta v žíhací peci, došlo k odvařeninám na spodním i vrchním povrchu odlitku na **obr. 50**.



Obr. 50 Odvařeniny na spodní i vrchní straně odlitku

Odvařeniny na povrchu tvoří otevřené a hladké dutiny. Dle Elbla [111] je nejčastější příčinou vzniku odvařenin nedostatečné odvzdušnění forem. Další možnou příčinou mohlo být nižší upěchování formy. Odvařeniny neměly na zkoušku vliv.

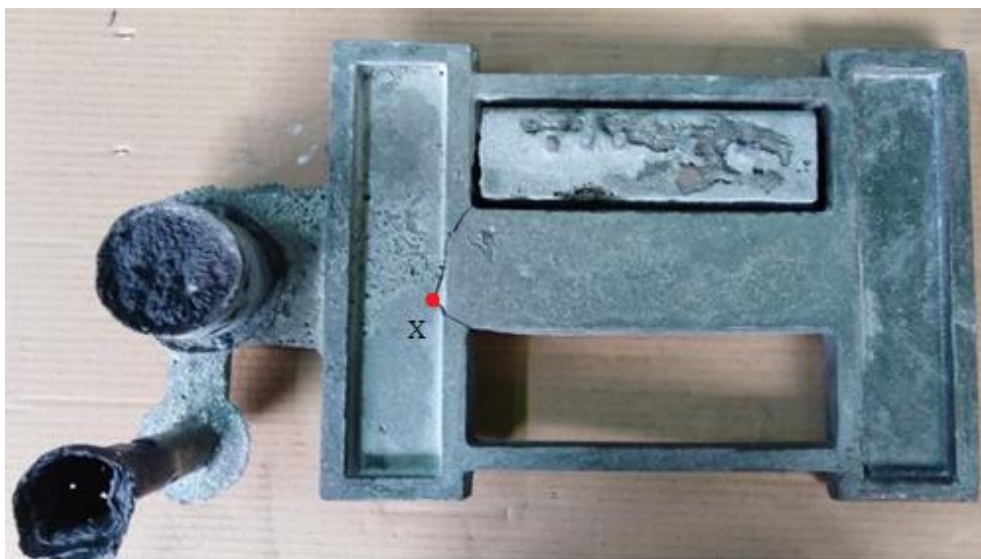
Měření teploty odlitků HD-NM-20 a HD-NM-300 probíhalo v nálitcích, tak aby nedocházelo k ovlivňování smršťování odlitků. Z naměřených údajů byly sestaveny křivky chladnutí na **obr. 51**.



Obr. 51 Křivky chladnutí odlitků HD-NM-20 a HD-NM-300

Na **obr. 51** v bodě 1 došlo přibližně kolem teploty 1440 °C k začátku tuhnutí odlitků a vylučování δ feritu. Ochlazování bylo zpomalené uvolňováním latentního tepla. Konec tuhnutí obou odlitků byl stanoven přibližně v bodě 2 při teplotě cca 1310 °C. Do bodu 3 se chladnutí odlitků příliš neliší. Po překročení bodu 3 dochází ke zpomalování chladnutí odlitku HD-NM-300 v oblasti vylučování intermetalických fází, konkrétně sigma fáze při teplotách 1100 do 600 °C. Odlišné doby chladnutí odlitků by se měly projevit na jejich mikrostruktuře a mechanických vlastnostech, které byly zkoumány později.

V obou předchozích případech odlitků došlo k porušení, a proto byla pozornost zaměřena na ověření vlivu tuhosti formy na porušování odlitku. Předpokladem bylo snížení tuhosti formy, tak aby bylo sníženo napětí vznikající v odlitku v důsledku bržděného smršťování. Pohled na řešení umístění polystyrenových bloků bylo řešeno v kapitole: Výroba forem a jejich označení. Odlitek se sníženou tuhostí formy je uveden na **obr. 52**.

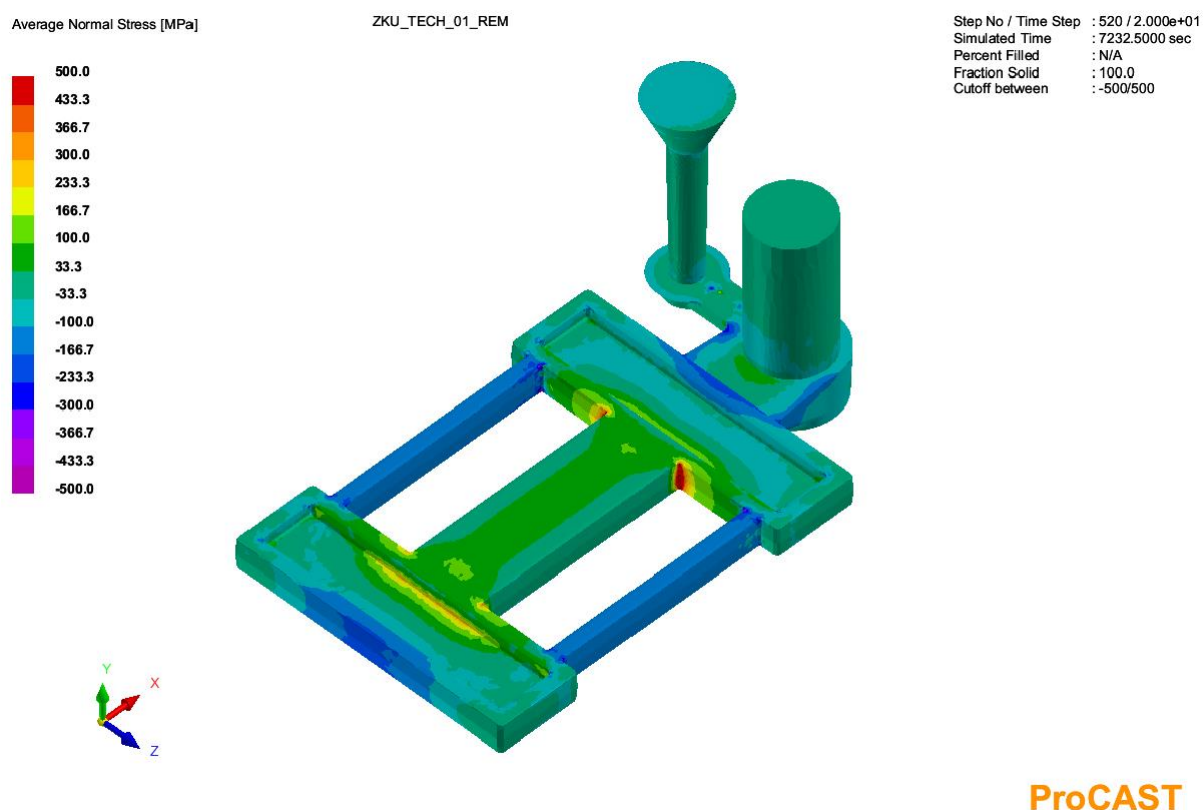


Obr. 52 Odlitek napěťové mřížky HD-NM-PS se sníženou tuhostí formy

Jak vyplývá z **obr. 52**, došlo během odlévání k proniknutí taveniny do prostoru dutiny polystyrenu, který během odlévání zplynil a celý prostor byl vyplněn kovem. K protečení do jedné z dutin došlo přibližně po 10 vteřinách, neboť v tu chvíli došlo ke snížení hladiny kovu v nálitku. I přes částečné odlehčení formy došlo k prasknutí odlitku. Iniciovaly dvě praskliny s počátkem v místě napojení odlitku a spojily v místě označeném X. Celková délka praskliny byla 110 mm a šířka 1 mm. Míra porušení odlitku HD-NM-PS byla vyšší než u předchozích odlitků. Zelená barva odlitku je způsobena oxidy chromu na povrchu odlitku.

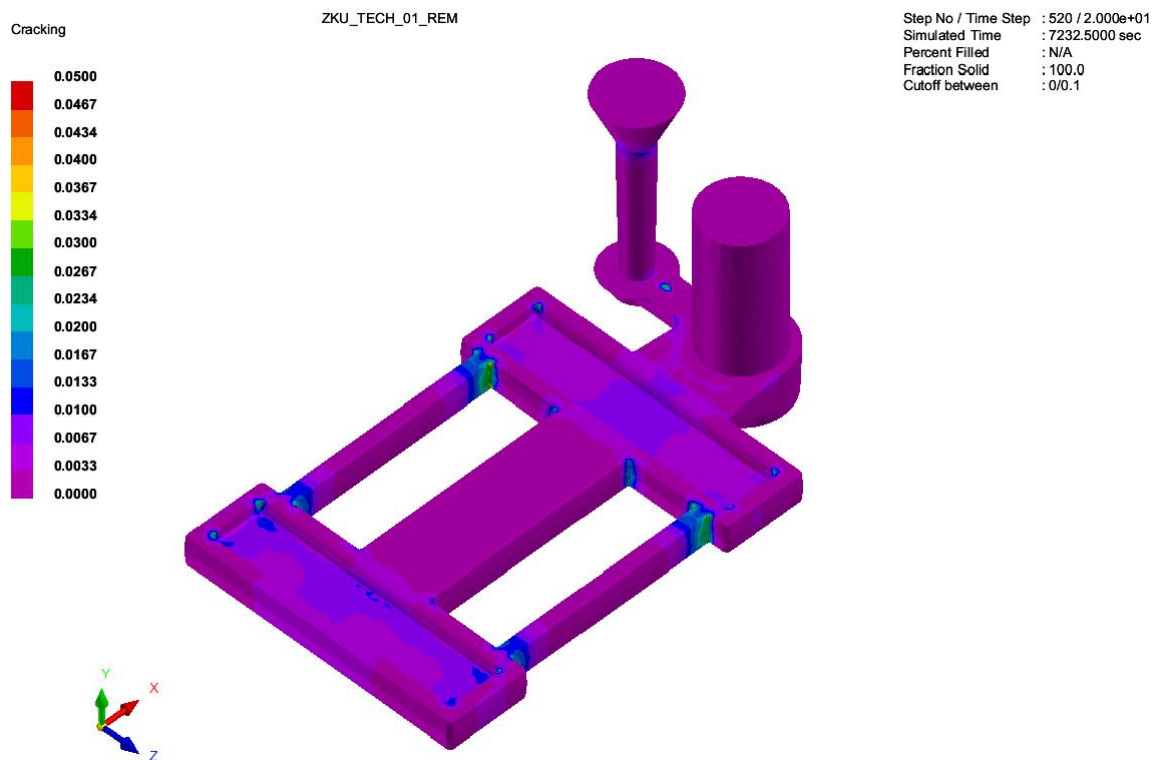
Čtvrtý zkušební odlitek napěťové mřížky HD-NM-1100 v rámci diplomové práce, byl navržen, tak aby jeho rychlost ochlazování byla co nejvyšší. Otevření formy při teplotě 1100 °C bylo navrženo z důvodu zajištění nejkratšího času chladnutí odlitku v oblasti pod teplotami 1100 °C. To by mělo zajistit snížení množství vyloučených intermetalických fází a zvýšení plasticity kovu odlitku a tím zabránění porušení odlitku.

Paralelně s přípravou odlitku HD-NM-1100 byla provedena jeho simulace otevřením formy při 1100 °C. Použit byl opět modul softwaru ProCAST pro analýzu napětí a výsledek je uveden na **obr. 53**.



Obr. 53 Analýza napětí odlitku HD-NM-1100

Pozorována byla tahová napětí převyšující hodnotu 500 MPa pouze v oblasti napojení prostřední části. Celková napětí v odlitku za těchto podmínek byla významně nižší a v tenkých žebrech převládalo tlakové napětí. Naopak analýza výskytu prasklin na **obr. 54** predikovala napojení tenkých žeber jako nejkritičtější místa.

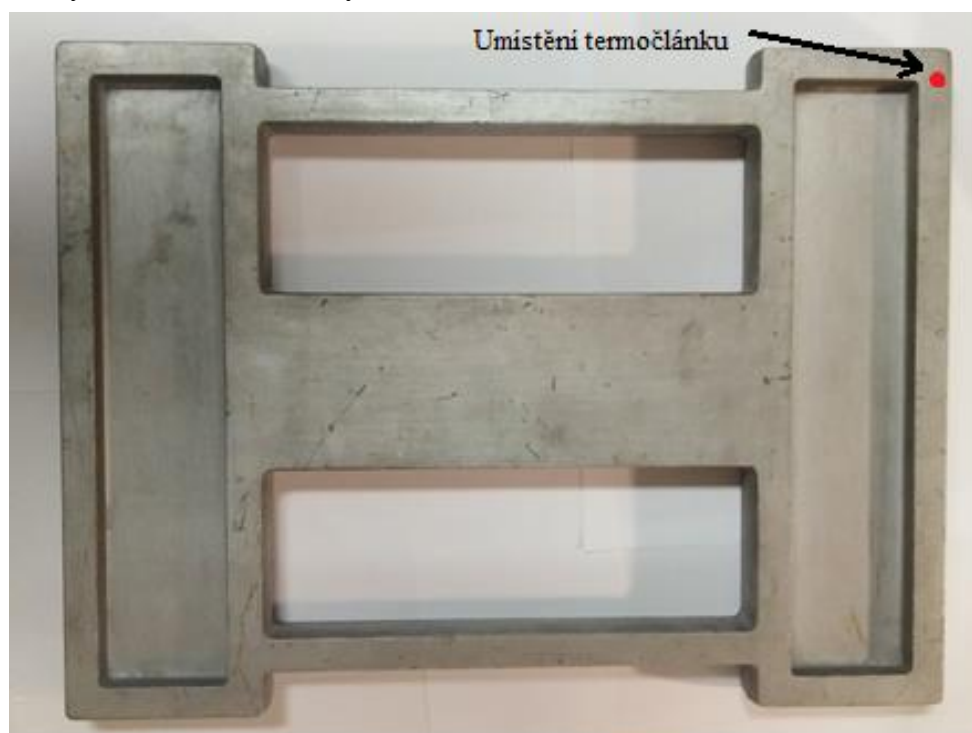


ProCAST

Obr. 54 Analýza pravděpodobného výskytu prasklin v odlitku HD-NM-1100

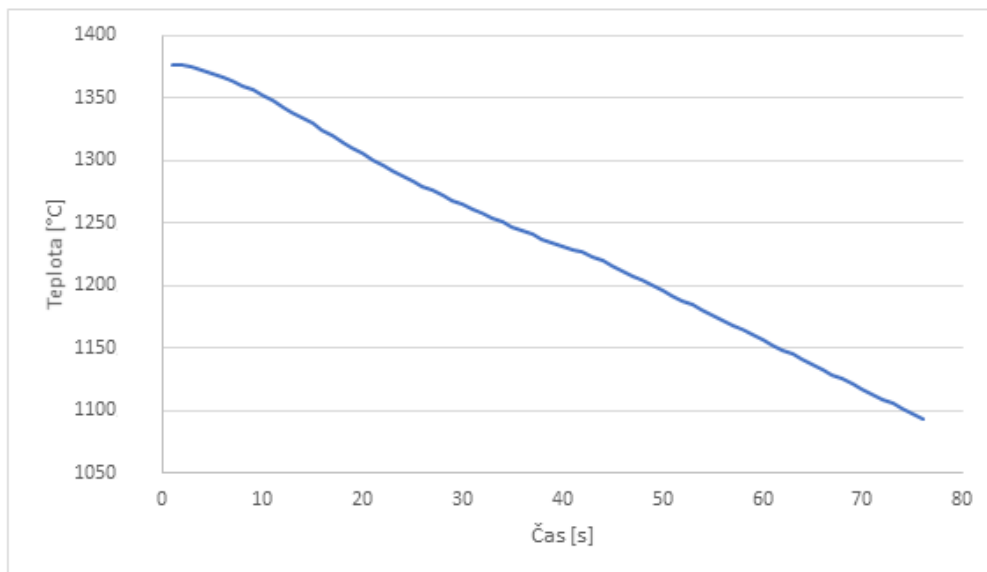
Tenká žebra byla chladnější a docházelo v nich, dle výsledků simulace k většímu smršťování.

Během formování odlitku HD-NM-1100 byl umístěn do místa na **obr. 55** termočlánek ve vršku formy do skleněné trubičky.



Obr. 55 Umístění termočlánu pro odlitek HD-NM-1100

Po odlití odlitku HD-NM-1100 do k otevření formy po přibližně 76 vteřinách při teplotě odlitku v místě měření cca 1090 °C. **Obr. 56** zobrazuje graf naměřených teplot během první fáze chladnutí a tuhnutí.



Obr. 56 Křivka chladnutí odlitku HD-NM-1100

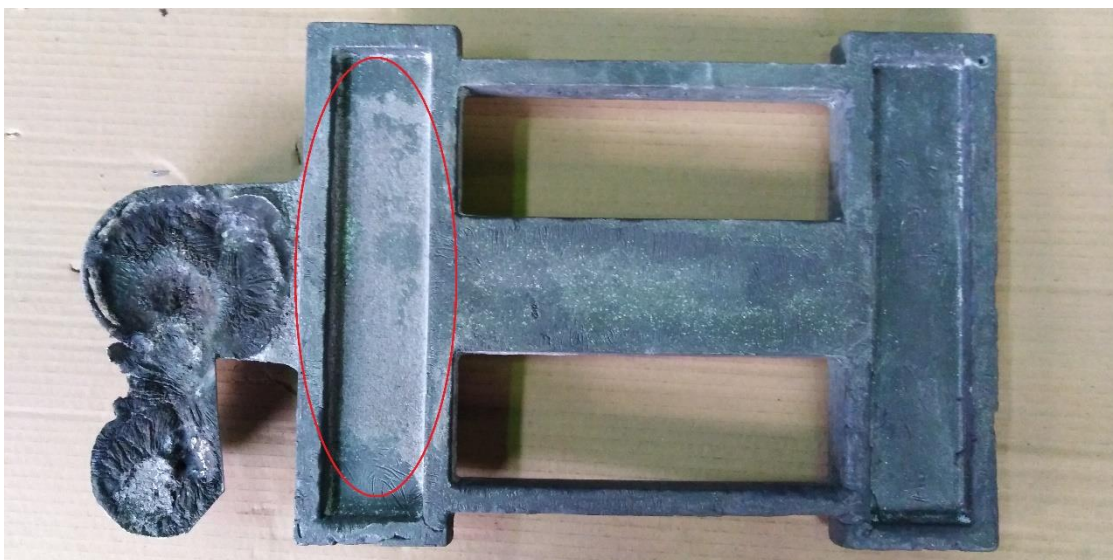
Na **obr. 57** je pohled na otevřenou formu po 76 sekundách. Během otevření formy došlo k rozstříku kovu, který byl v daný čas v nálitku stále tekutý.



Obr. 57 Otevřená forma s odlitkem HD-NM-1100

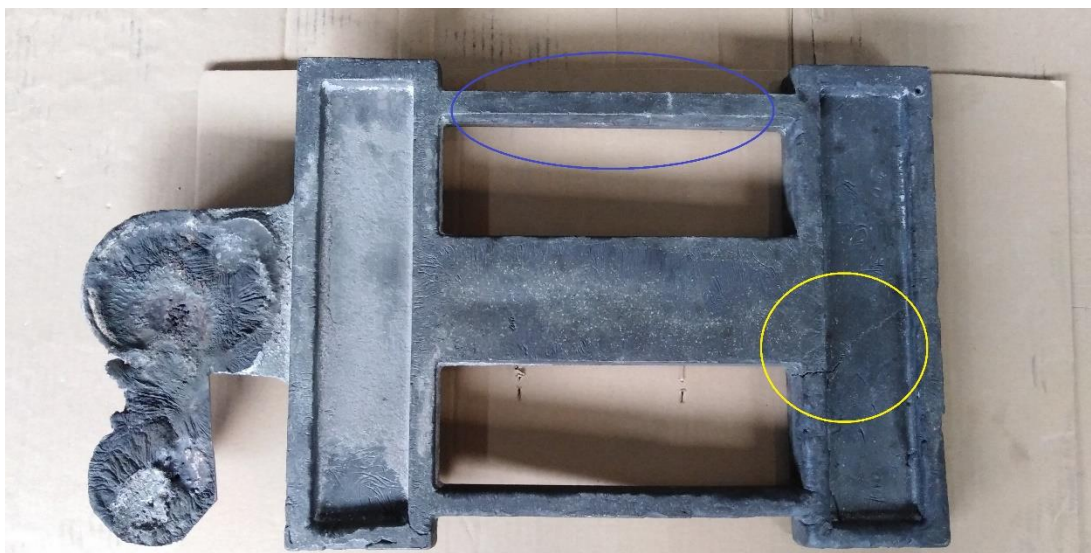
Po otevření byl odlitek uvolněn z formy nadzvednutím, aby došlo k porušení formy v okolí odlitku. Na povrchu odlitku se vytvořila spečená krusta formovací směsi. Takto odlitek chladl až do teploty 20 °C.

Po zchladnutí odlitku bylo přistoupeno k mechanickému čištění, avšak bez použití tryskání nebo pískování, aby nedošlo k vnášení dalšího napětí. Očištěný odlitek HD-NM-1100 uveden na **obr. 58**.



Obr. 58 Odlitek HD-NM-1100

K zapečení formovací směsi došlo pouze v oblasti označené na **obr. 58**. Další defekty na odlitku nebyly zaznamenány. Následujícím postupem mělo být měření zbytkového napětí v odlitku pomocí tenzometrické růžice. K čemuž však nedošlo, neboť v řádu cca 100 hodin od vytažení odlitku z formy v důsledku zbytkového napětí odlitek praskl. Během odstavení odlitku došlo k vyčerpání plastické deformace a překročení meze kluzu. Na **obr. 59** je zobrazen odlitek HD-NM-1100 se žlutě označeným místem praskliny. Modře bylo označeno místo odběru vzorků pro mechanické vlastnosti a tvrdosti.



Obr. 59 Prasklina odlitku HD-NM-1100

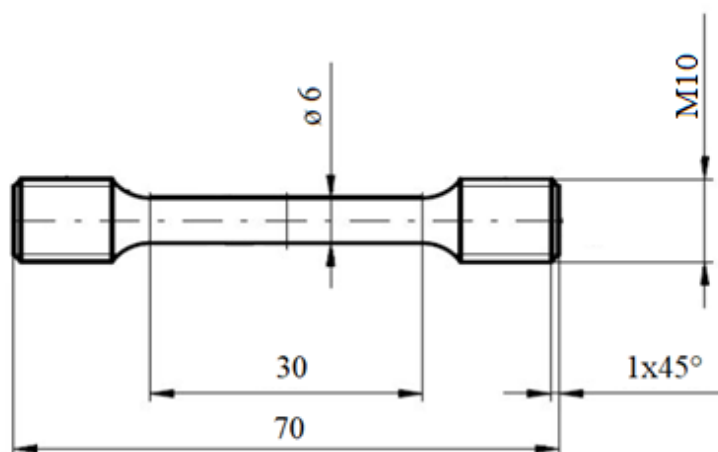
Z výsledků simulace bylo místo iniciace v napojení tlustého žebra potvrzeno, avšak u předchozích odlitků bylo místo iniciace prasklin v oblasti blíže nálitku. V tomto případě se prasklina objevila na odvrácené straně nálitku a pravděpodobně nedocházelo k jeho ovlivnění v průběhu chladnutí. Šířka praskliny na povrchu byla 0,4 mm a délka 95 mm.

Během chladnutí docházelo v tenkých žebrech ke vzniku tahového napětí. Naopak tomu bylo v prostřední části, kde docházelo k tlakovému napětí. Po zchladnutí prostřední silnější části docházelo k její smršťování a postupné změně napětí. V tlusté části začalo narůstat tahové napětí, zatímco v tenkých žebrech se začalo zvyšovat tlakové napětí.

4.7 Hodnocení mechanických vlastností

Zkouška tahem patří mezi nejrozšířenější statickou zkoušku. Jejím úkolem je sestavení tahového diagramu a určení základních charakteristik mechanických vlastností. Mezi tyto charakteristiky se řadí například: mez kluzu, mez pevnosti, tažnost nebo kontrakce.





Zkušební vzorky z napětových mřížek pro zkoušku tahem byly odebrány z místa na **obr. 59** označeného modrou barvou. Celkem byly odebrány čtyři vzorky. Konkrétně z odlitku HD-NM-20, HD-NM-300, HD-NM-1100 a poslední vzorek opět z odlitku HD-NM-20, který byl označen HD-NM-T. Tento vzorek byl podroben tepelnému zpracování. Tepelné zpracování se skládalo z ohřevu na teplotu rozpouštěcího žíhání 1150 °C, z důvodu převedení intermetalických fází do tuhého roztoku. Výdrž na teplotě rozpouštěcího žíhání proběhlo po dobu 2 hodin. Poté následovalo ochlazení do vody. Všechny vzorky byly obrobeny na rozměr zkušebních těles na **obr. 60**.



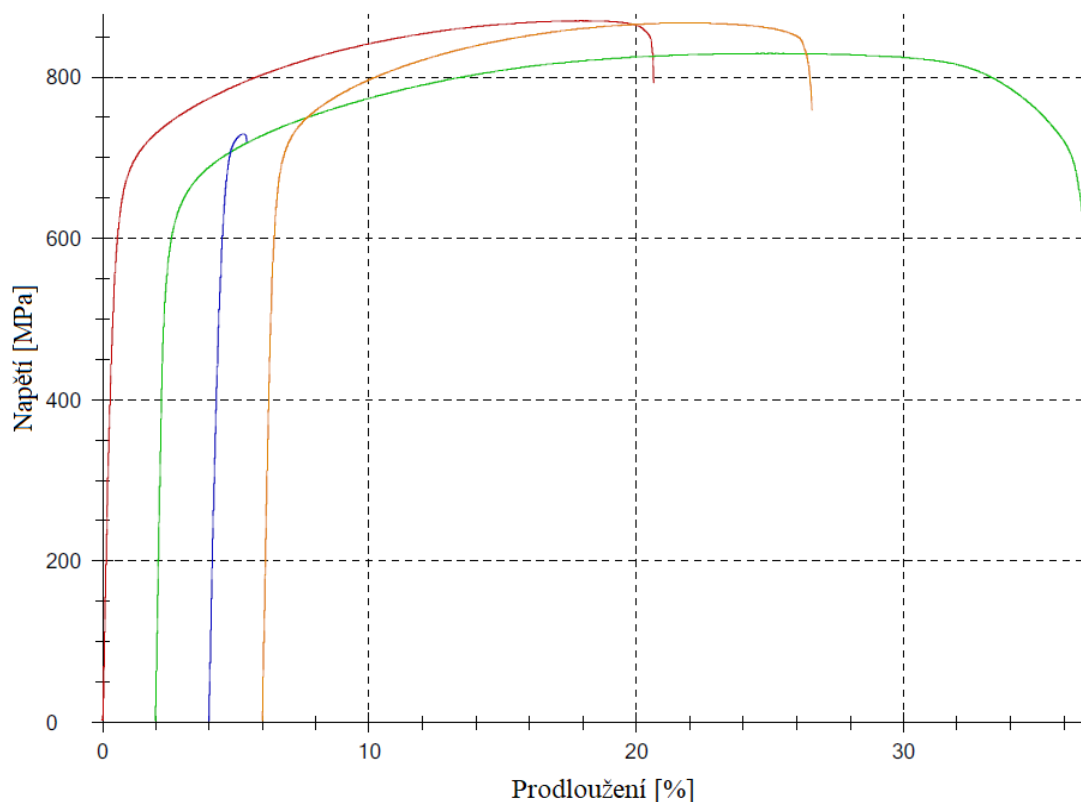
Obr. 60 Zkušební těleso pro tahovou zkoušku

Tahové zkoušky byly uskutečněny na Ústavu materiálových věd a inženýrství dle podmínek ČSN EN ISO 6892-1 na zkušebním stroji Zwick/Roell Z250. Výsledky tahové zkoušky v **tab. 21** a tahový diagram na **obr. 61**.

Tab. 21 Výsledky tahových zkoušek

označení	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	legenda
HD-NM-20	174	602	870	20,2	23,3	
HD-NM-T	193	579	830	34,4	39,8	
HD NM-300	160	655	730	1,0	2,0	
HD-NM-1100	180	658	867	20,2	25,3	

Podle dostupných údajů [21] pro odlitky z hyper duplexních ocelí je mez kluzu min. 520 MPa a mez pevnosti min. 690 MPa. Toto kritérium bylo splněno, avšak v hodnotách tažnosti (A) a kontrakce (Z) se pohybují výsledky v širokém rozptylu. Vzorek s označením HD-NM-300 disponoval srovnatelnou hodnotou meze kluzu s ostatními vzorky, ale minimální tažností a kontrakcí. Vzorky HD-NM-20 a HD-NM-1100 dosahovaly velmi podobné hodnoty mechanických vlastností, ačkoliv jejich chladnutí probíhalo odlišným způsobem. Vliv rychlosti ochlazování v tomto případě nebyl zásadní na mechanické vlastnosti. U vzorku HD-NM-T po tepelné zpracování došlo k poklesu meze pevnosti a meze kluzu o cca 5 - 10 %, ale naopak k zásadnímu nárůstu tažnosti o cca 70 % v porovnání se vzorky HD-NM-20 a HD-NM-1100.



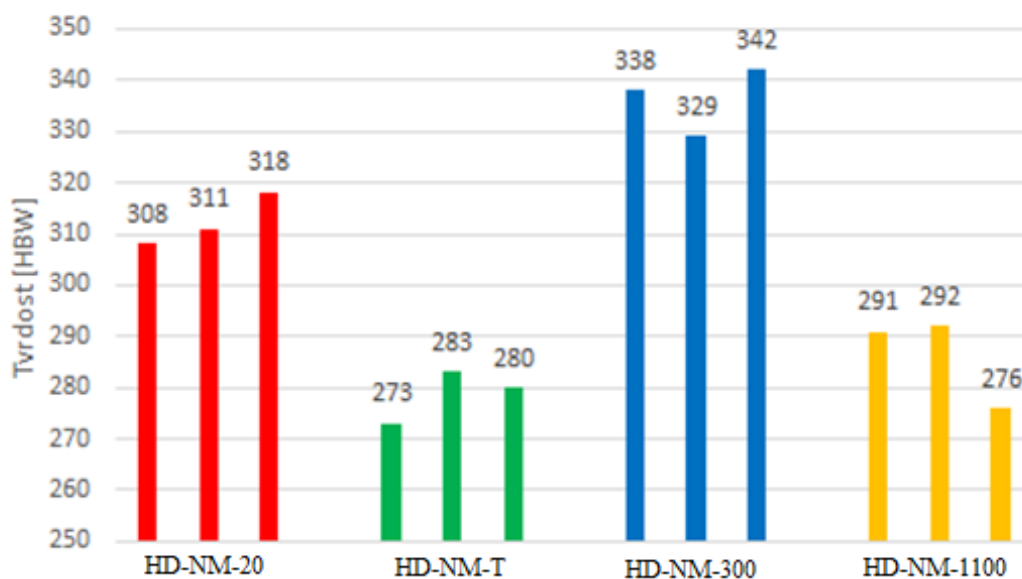
Obr. 61 Tahový diagram zkušebních vzorků

Na **obr. 61** jsou barevně rozlišeny tahové křivky jednotlivých vzorků v souladu s označením v **tab. 21**.

4.8 Hodnocení tvrdosti

Při odběru zkušebních těles pro mechanické vlastnosti za použití pásové pily, byla zjištěna odlišná obrobiteľnost odlitků napěťových mřížek. Z tohoto důvodu bylo rozhodnuto o hodnocení tvrdosti.

Pro měření tvrdosti byla zvolena Brinellova zkouška. Tato metoda zkouší poměrně velký objem materiálu a je získána reprezentativní hodnota tvrdosti celé struktury materiálu. Průměr vnikající ocelové kuličky byl 5 mm, působící zatížení 7,355 kN po dobu 10 sekund. Na **obr. 62** jsou výsledky měření tvrdosti.



Obr. 62 Výsledky měření tvrdosti

V **tab. 22** jsou uvedeny průměrné hodnoty tvrdostí jednotlivých vzorků a jejich směrodatné odchylky.

Tab. 22 Průměrné hodnoty tvrdostí a směrodatné odchylky

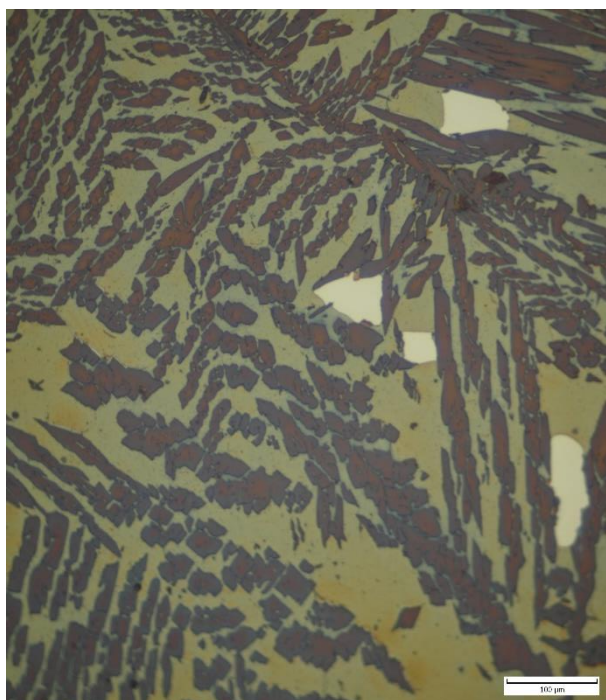
Vzorky	HD-NM-20	HD-NM-T	HD-NM-300	HD-NM-1100
Průměr [HBW]	312	279	336	286
Směr. odchylka	4	4	6	7

Vzorek HD-NM-20 byl určen jako referenční, neboť jeho chlazení probíhalo za normálních podmínek slévárny. Výsledná průměrná hodnota tvrdosti toho vzorku byla 312 HBW. U vzorku HD-NM-300 došlo k nárůstu tvrdosti o přibližně 8 %. Naopak tomu bylo u vzorku HD-NM-1100, kde došlo ke snížení tvrdosti cca 8 %. Na posledním vzorku HD-NM-T proběhlo tepelné zpracování a došlo ke snížení tvrdosti průměrně o 11 %.

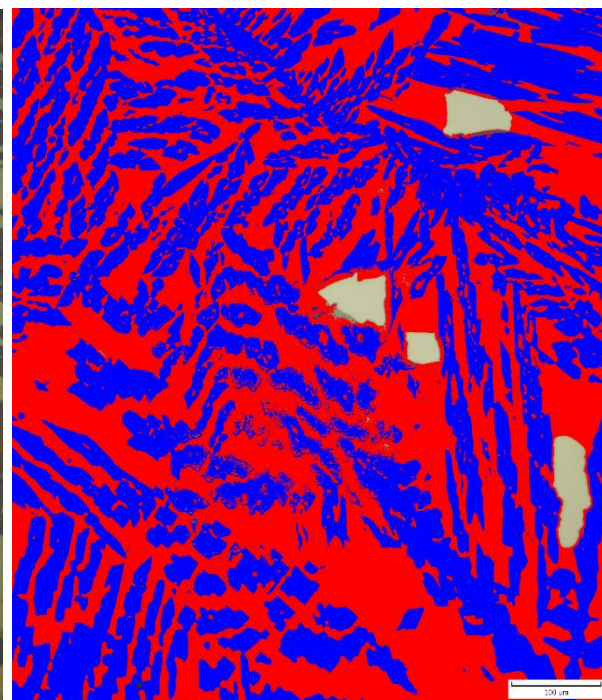
4.9 Hodnocení mikrostruktury

Metalografické výbrusy byly provedeny v metalografické laboratoři odboru slévárenství. Nejprve byly vzorky rozřezány a následně proběhlo zalisování vzorků (pomocí přístroje ECOPRESS 100 od firmy Metcon) a poté proběhlo broušení za mokra, leštění (pomocí poloautomatického stroje LaboPol-5 od firmy Struers) a leptání bylo použito leptadlo BERAHA II. Toto leptadlo barevně odlišuje fáze austenitu a feritu.

Výsledek leptání vzorku HD-NM-20 na **obr. 63**. Na mikrostruktuře je možné rozeznat základní matici feritu (světle modrá), tmavě hnědá zrna austenitu a bílá barva intermetalických fází. Austenit je vyloučen ve formě tenkých desek. Na **obr. 64** byla provedena obrazová analýza podílu feritu (červeně) a austenitu (modře).



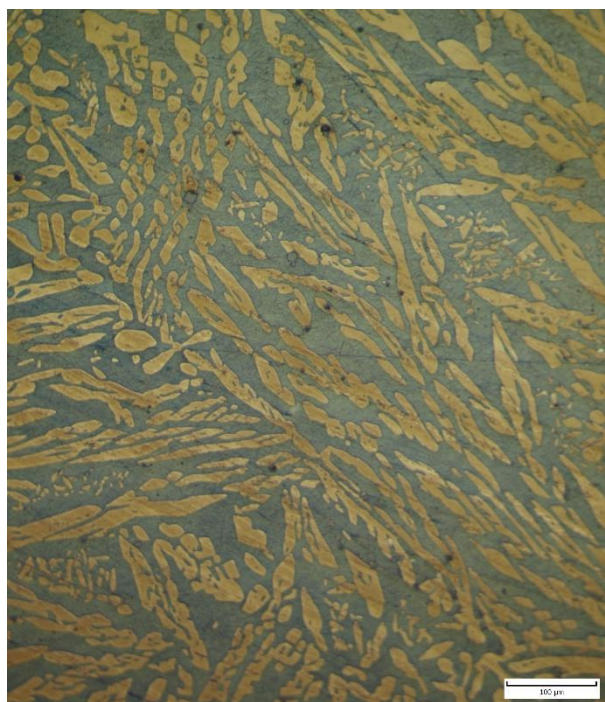
Obr. 63 Mikrostruktura vzorku HD-NM-20 při zvětšení 200x



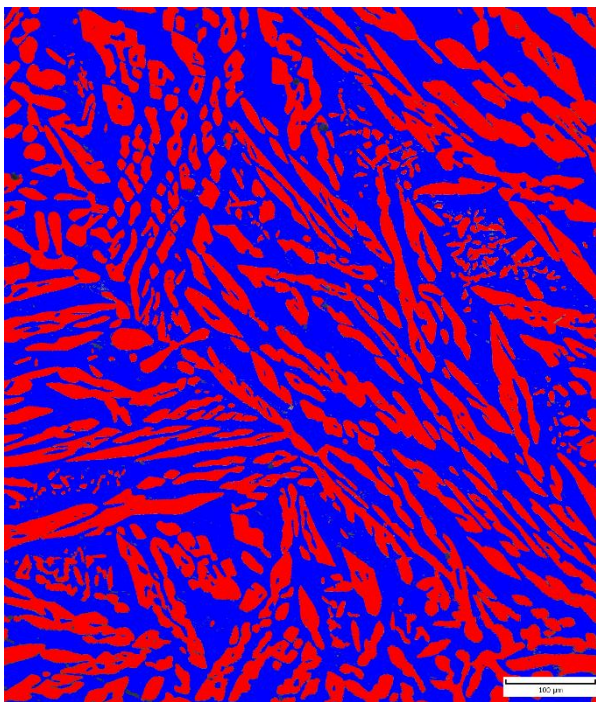
Obr. 64 Obrazová analýza vzorku HD-NM-20 při zvětšení 200x

Z výsledků obrazové analýzy vyplynulo, že podíl feritu je $46,7 \% \pm 0,3 \%$ a austenitu $44,8 \% \pm 3,8 \%$. Zbývající podíl zaujímají intermetalické fáze. Byly vybrány 3 reprezentativní snímky mikrostruktury a pomocí milimetrového papíru planimetrickou metodou stanovena plocha intermetalických fází vzhledem k ploše snímku. Tato metoda byla aplikována na všechny následující vzorky. Průměrný podíl intermetalických fází ve vzorku HD-NM-20 byl 1,7 %. Rozměr intermetalických fází se pohyboval okolo 100 μm . Zbývající podíl nebyla obrazová analýza schopna určit a pravděpodobně se jednalo o vměstky, případně hranice zrn.

Druhý leptaným vzorkem byl tepelně zpracovaný vzorek HD-NM-T. Na **obr. 65** je mikrostruktura tvořena základní feritickou maticí světle modré barvy a austenitem hnědé barvy. Po tepelném zpracování jsou zrna austenitu jemnější a celkově mají zaoblenější tvar. Ve struktuře již nebyly zaznamenány intermetalické fáze.



Obr. 65 Mikrostruktura vzorku HD-NM-T při zvětšení 200x

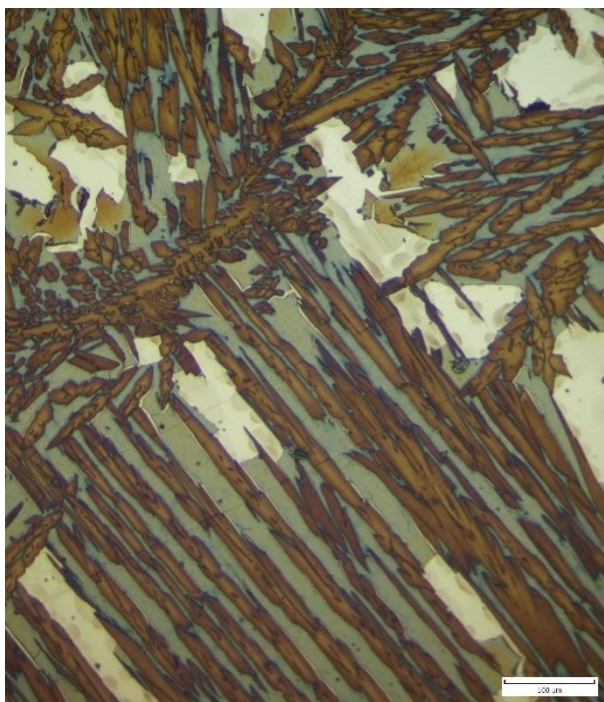


Obr. 66 Obrazová analýza vzorku HD-NM-T při zvětšení 200x

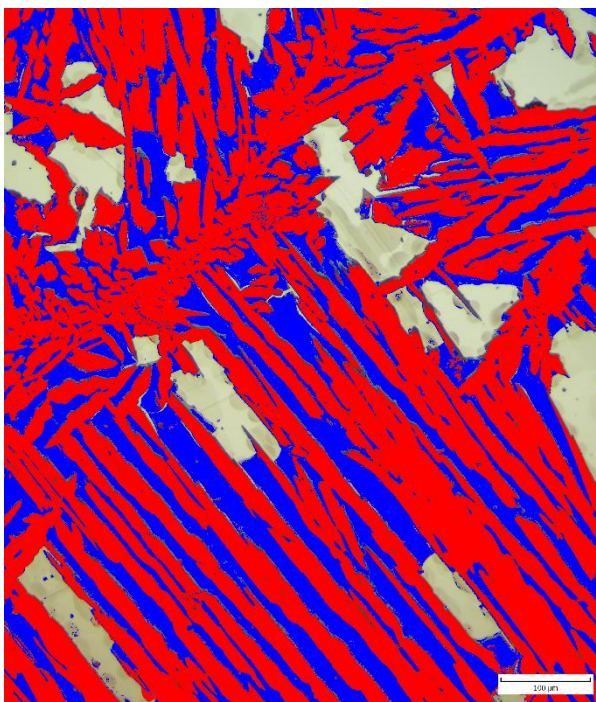
Průměrný podíl feritu byl naměřen $52,2 \% \pm 2,6 \%$ a austenitu $43,56 \% \pm 2,34 \%$. Jedním z faktorů způsobující vyšší podíl fáze feritu je dán teplotou tepelného zpracování, případně může souviset s chemickou heterogenitou. Na **obr. 66** je možné vidět záznam z obrazové analýzy, kde je ferit -modrý a austenit-červený.

Dalším vzorkem v pořadí byl HD-NM-300. Jeho mikrostruktura na **obr. 67** obsahuje tmavě hnědý austenit vyloučený jako ostré dlouhé desky. Zároveň je možné pozorovat zvýšené množství vyloučených intermetalických fází na hranicích zrn a jejich shlukování do větších útvarů. Jejich velikost dosahovala více než $100 \mu\text{m}$.

Z obrazové analýzy na **obr. 68** bylo určeno $54,8 \% \pm 2,9 \%$ austenitu, $26,9 \% \pm 2,5 \%$ feritu a $14,5 \%$ intermetalických fází. Vzniklý výrazný nepoměr austenitu a feritu byl způsoben nízkou rychlostí chlazení odlitku, tedy dostatečně dlouhou dobou pro transformaci delta feritu na sekundární austenit a precipitaci intermetalických fází.

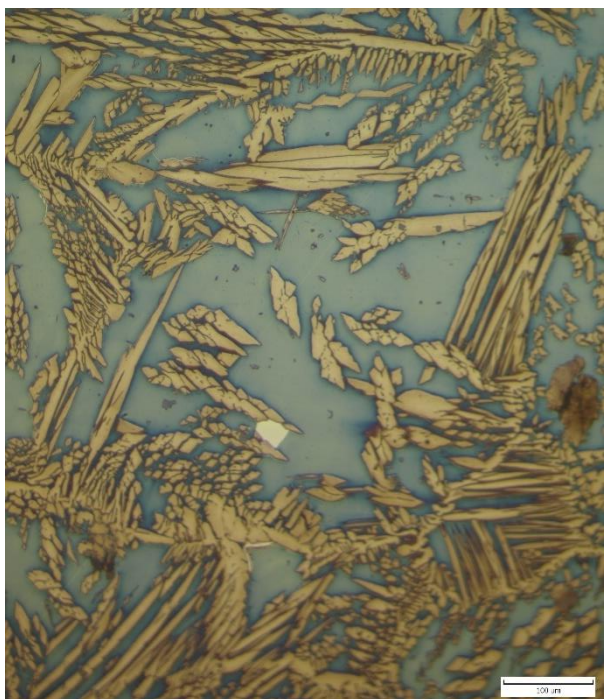


Obr. 67 Mikrostruktura vzorku HD-NM-300 při zvětšení 200x

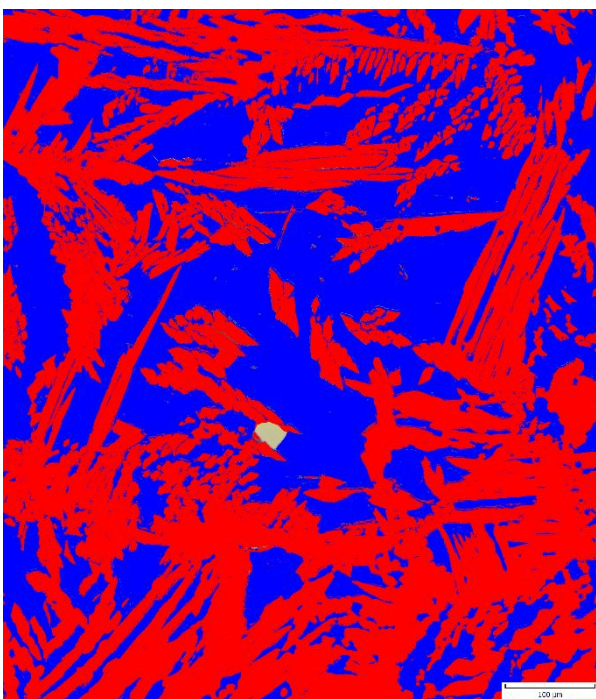


Obr. 68 Obrazová analýza vzorku HD-NM-300 při zvětšení 200x

Posledním zkoumaným vzorkem byl HD-NM-1100. Ačkoliv byla rychlost chlazení zvýšena, přesto došlo k vyloučení 1,4 % intermetalických fází. Intermetalické fáze byly rozptýleny ve struktuře a jejich velikost se pohybovala okolo 40 μm. Podobně jako



Obr. 69 Mikrostruktura vzorku HD-NM-1100 při zvětšení 200x



Obr. 70 Obrazová analýza vzorku HD-NM-1100 při zvětšení 200x

u předchozího vzorku byl austenit vyloučen v podobě protáhlých desek na **obr. 69**. Průměrný obsah feritu byl $45,6 \% \pm 3,2 \%$ a austenitu $52,4 \% \pm 2,9 \%$ z obrazové analýzy na **obr. 70**.

Ačkoliv byl průběh ochlazování vzorků HD-NM-20 a HD-NM-1100 odlišný, došlo k podobnému množství vyloučení intermetalických fází a téměř totožných hodnot mechanických vlastností. Podle údajů ze simulace v místě odběru vzorku z odlitku HD-NM-1100 probíhalo ochlazování v rozmezí teplot 1100-600 °C po dobu 432 sekund. U odlitku HD-NM-20 v totožném místě po dobu 1560 sekund. Rozložení vyloučených intermetalických fází mělo vliv na tvrdosti. Rozptýlenějším vyloučením intermetalických fází u vzorku HD-NM-1100 mělo vliv na snížení tvrdosti průměrně o 9 %.

5 Závěr

Cílem práce bylo ověření vlivu chemického složení a podmínek odlévání a tuhnutí odlitků z hyper duplexních austeniticko-feritických ocelí na jejich slévárenské a technologické vlastnosti. Práce navazuje a doplňuje společný výzkum VUT v Brně a společnosti ŽŽAS a.s. v rámci jejich společného výzkumu v rámci projektu TH02020076 pod názvem Výzkum a vývoj odlévání a svařování masivních odlitků z duplexních ocelí.

Hyper duplexní oceli jsou novým perspektivním materiálem v americké normě ASTM od roku 2012. V oblasti tváření je tato ocel hojně používána. Naopak v odvětví slévárenství je jen málo informací o technologii a výrobě odlitků z hyper duplexních ocelí.

V teoretické části byla provedena literární rešerše, do které byly zahrnuty poznatky z oblasti tváření a slévárenství. Zároveň byly porovnány vlastnosti hyper duplexních ocelí s předchozími generacemi duplexních ocelí. Na základě této rešerše bylo rozhodnuto o souboru zkoušek, které se zaměřily na strukturu, sklon k praskání a mechanické vlastnosti.

V rámci experimentální části bylo odlito několik odlitků technologických zkoušek (zkoušky zabíhavosti, Lukešova zkouška) a odlitků pro posouzení napěťových stavů v odlitku (odlitky napěťové mřížky).

Ve zkouškách zabíhavosti hyper duplexní oceli bylo zjištěno, že k zaběhnutí žeber tloušťek 4 a 5 mm dochází v celé délce zkoušky, tj. v délce 500 mm. Zabíhavost pro tloušťku žebra 3 mm se pohybovala v závislosti na lící teplotě v rozmezí 227-314 mm. Žebra tloušťek 2 mm zaběhla v rozmezí 80 až 96 mm.

Z odlitku Lukešovy zkoušky i zkoušek zabíhavosti bylo změřeno volné smrštění hyper duplexní oceli cca 2 %. V porovnání s pracemi, které se zabývaly duplexními ocelmi, je tato hodnota vyšší. Dále byla z Lukešovy zkoušky určena hodnota součinitele stahování cca 4,5 %. Tato hodnota se vymykala v porovnání s duplexními ocelmi a vyplývá z ní vyšší sklon hyper duplexních ocelí ke stahování.

Ústřední částí experimentu prováděných v rámci vlastní diplomové práce se staly odlitky napěťových mřížek. Před jejich samotným odléváním byly provedeny simulace pomocí softwaru ProCAST. Ze simulací byl určen charakter napětí v částech odlitku a nejpravděpodobnější místa iniciace prasklin. První zkoumaný odlitek napěťové mřížky byl odlit do pískové formy s teplotou 20 °C. Odlitek v souladu s provedenou simulací praskl. Pro druhý odlitek byla forma předehřata na 300 °C. Na odlitku došlo k opětovnému porušení. Z tohoto důvodu byla pozornost zaměřena na tuhost formy, která byla snížena pomocí vhodně umístěných polystyrenových bloků. Ačkoliv došlo k zatečení kovu do jednoho z míst s polystyrenem, odlitek během chladnutí praskl. U čtvrté zkušební napěťové mřížky bylo navrženo otevření formy při teplotě odlitku 1100 °C, aby se rychlost ochlazování odlitku v teplotním rozmezí výskytu intermetalických fází zvýšila. Provedená simulace vykazovala celkově nižší zbytková napětí. Forma byla při teplotě odlitku cca 1090 °C otevřena. Zchladnutý a očištěný odlitek nevykazoval porušení. Na odlitku mělo být změřeno zbytkové napětí, avšak během odstavení odlitku v horizontu 100 hodin došlo k jeho prasknutí.

Z odlitků napěťových mřížek byly odebrány vzorky na zkušební tělesa pro tahovou zkoušku. Celkem byly odebrány čtyři vzorky. Z prvního odlitku byly odebrány dva vzorky, z nichž jeden prošel tepelným zpracováním. Tepelným zpracováním bylo rozpouštěcí žíhání při

teplotě 1150 °C po dobu dvou hodin a následného ochlazení ve vodě. Třetí vzorek byl odebrán z druhého odlitku, který chladl v předeřáté formě. Během odebírání toho vzorku byla pozorována snížená obrobitelnost, a tak bylo do hodnocení hyper duplexních ocelí zařazeny i zkoušky tvrdosti. Čtvrtý odebraný vzorek byl ze čtvrtého odlitku.

Výsledné meze kluzu vzorků se pohybovaly v rozmezí 600 až 660 MPa a meze pevnosti 730 až 870 MPa. Po tepelném zpracování byla naměřena tažnost 34 %. V případě pomalejšího ochlazování odlitku ve formě s počáteční teplotou 20 °C nebo po otevření formy byly naměřeny zcela srovnatelné hodnoty tažnosti cca 20 %. V případě, že odlitek chladnul velmi pomalu (počáteční teplota formy 300 °C) došlo k výraznému poklesu tažnosti způsobené precipitací intermetalických fází. Tažnost u tohoto odlitku činila pouze 1 %. Hodnoty tvrdostí se pohybovaly v rozmezí 273 HBW až 342 HBW v závislosti na rychlosti ochlazování. Tepelně zpracovaný vzorek dosahoval nejnižších hodnot průměrně 279 HBW. S rostoucí rychlostí ochlazování tvrdost ve vzorcích v litém stavu klesala.

Posledním hodnoceným kritériem byla mikrostruktura. Ze čtyř výše uvedených vzorků byly zhotoveny výbrusy a následně proběhlo jejich leptání pomocí leptadla BERAHA II, aby bylo možné odlišit ferit a austenit. Z vybraných reprezentativních vzorků byly provedeny obrazové analýzy pro určení podílu feritu a austenitu. Množství feritu se pohybovalo v rozmezí 46,7 – 52,2 % a austenitu v rozmezí 43,6 – 54,4 %. U vzorku z odlitku, který chladnul v předeřáté formě, byl identifikován nejnižší obsah feritu (26,5 %) a naopak nejvyšší podíl austenitu (54,8 %). Planimetrickou metodou z obrazové analýzy byly stanoveny obsahy vyloučených intermetalických fází. S klesající rychlostí ochlazování rostl i podíl intermetalických fází, kdy v odlitku v předeřáté formě byl naměřen podíl intermetalických fází přibližně 14,5 %. Tento výsledek potvrdil důvody nízké hodnoty tažnosti a výrazné zvýšení tvrdosti. U tepelně zpracovaného vzorku nebyly pozorovány intermetalické fáze, což potvrzuje vhodně zvolený režim tepelného zpracování dané hyper duplexní oceli.

Technologie výroby odlitků z hyper duplexních ocelí by měla být zaměřena na zvýšení rychlosti ochlazování odlitků a jejich tepelné zpracování. Bližší výzkum hyper duplexních ocelí bude probíhat v rámci navazujícího doktorského studia.

6 Seznam použitých zdrojů

1. TURKDOGAN, E.T. *Fundamentals of Steelmaking*. London: The Institute of Materials, 1996. ISBN 978-1-1906540-97-5.
2. SKOČOVSKÝ, Petr, Peter PALČEK, Radomila KONEČNÁ a Ladislav VÁRKOLY. *Konstrukční materiály*. Žilina, 2000. ISBN 80-7100-608-4.
3. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
4. *Definice a rozdělení ocelí* [online]. 2001. Dostupné z: <https://shop.normy.biz/detail/61486>
5. *Why is Stainless Steel Corrosion Resistant?* [online]. Dostupné z: <https://www.imetllc.com/training-article/stainless-steel-corrosion-resistant/>
6. *Stainless Steel and its Families* [online]. Dostupné z: <https://www.stainless-steel-world.net/basicfacts/stainless-steel-and-its-families.html>
7. Moření a pasivace korozivzdorných ocelí. CROOKES, Roger. *Materiály a jejich použití* [online]. Sheffield, 2007. ISBN 978-2-87997-139-1. Dostupné z: https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Euro_Inox/Passivating_Pickling_CZ.pdf
8. ŠENBERGER, Jaroslav, Zdeněk BŮŽEK, Antonín ZÁDĚRA, Karel STRÁNSKÝ a Václav KAFKA. *Metalurgie oceli na odlitky*. V Brně: VUTIUM, c2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
9. PEŠINA, Jan. *Historie a vývoje žáruvzdorných ocelí a superslitin* [online]. Brno, 2012. Dostupné také z: <https://core.ac.uk/download/pdf/30292325.pdf>. Bakalářská práce. VUT Brno. Vedoucí práce Stanislav Pálka.
10. ŠENBERGER, Jaroslav a Antonín ZÁDĚRA. *Studijní opory: Metalurgie oceli na odlitky* [online]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/slevarenstvi/opory/>
11. SZOTKOWSKI, Marek. *Analytické hodnocení svařitelnosti vysokolegovaných ocelí* [online]. Ostrava, 2010. Dostupné také z: <https://dspace.vsb.cz/handle/10084/81275>. Bakalářská práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce Vladislav Ochodek.
12. *Charakteristika materiálů a základní informace o použití, zpracování, svařování a možné korozi* [online]. Dostupné z: <https://www.italinox.cz/plechy/charakteristika-materialu/strana-1>

13. *Martensitic Stainless Steel: Properties, Grades and applications* [online]. Dostupné z: <https://matmatch.com/learn/material/martensitic-stainless-steel>
14. *Applications of Martensitic Stainless Steel 1.4057 QT800* [online]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=17076>
15. MARTINEC, Jiří, Zdeněk ŠVEIDLER a Jiří JANOVEC. *Korozivzdorné materiály: Základní typy ocelí a doporučení pro jejich svařitelnost* [online]. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/korozivzdorne-materialy-zakladni-typy-oceli-a-doporuceni-pro-jejich-svaritelnost/>
16. ČAMEK, Libor, Václav KAŇA, Antonín ZÁDĚRA a Martin MYŠKA. Ovlivňování vlastností martenzitických korozivzdorných ocelí na odlitky. *Slévárenství*. Brno: Svaz sléváren České republiky, 2019, (9-10). ISSN 0037-6825.
17. *Druhy nerezové oceli a příklady jejího užití* [online]. Dostupné z: <https://www.fasteners-cz.cz/druhy-nerezove-oceli-priklady-jejeho-uziti>
18. *What is austenitic stainless steel?* [online]. 9.6.2020. Dostupné z: <https://www.langleyalloys.com/en/what-is-austenitic-stainless-steel/>
19. *What is Austenitic Stainless Steel?* [online]. Dostupné z: <https://www.ulbrich.com/blog/what-is-austenitic-stainless-steel/>
20. *Korozivzdorné oceli: Vlastnosti* [online]. Lucembursko, 2002. ISBN 2-87997-082-2. Dostupné také z: https://www.cedinox.es/opencms901/export/sites/cedinox/.galleries/publicaciones-tecnicas/StainlessSteelProperties_CZ.pdf
21. *SANDVIK* [online]. Dostupné také z: <https://www.materials.sandvik/en/>
22. VORONENKO, B.I. Austenitic-ferritic stainless steels: A state of the art review. *Metal Science and Heat Treatment* [online]. 1997, (39). Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02484228>
23. IACOVIELLO, Francesco, Vittirio DI COCCO a Laura D'AGOSTINO. Integranular corrosion susceptibility analysis in austeno-ferritic (duplex) stainless steels. *ScienceDirect* [online]. Urbino, 2017, , 7. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2452321617300458?via%3Dihub>
24. *Korozivzdorné oceli jako konstrukční materiály* [online]. 16.7.2003. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/korozivzdorne-oceli-jako-konstrukcni-materialy-2-2-2>
25. ANGELO, P.C. a B. RAVISANKAR. *Introduction to Steels: Processing, Properties and Applications* [online]. 2019. ISBN 9780429423598. Dostupné také z: <https://books.google.cz/books?id=vTX3DwAAQBAJ&pg=PA111&lpg=PA111&dq=s>

chaffer+and+de+long+diagram&source=bl&ots=dTcwnAtVI5&sig=ACfU3U2rqMcg
1opeeHjLsOUxVFJ4eGif2A&hl=cs&sa=X&ved=2ahUKEwivhuaswcHuAhW-
BxAlHSAzAAM4ChDoATACegQIAxAC#v=onepage&q&f=false

26. *Vysokopevné a vysokolegované oceli, superslitiny* [online]. Dostupné z:
http://umi.fs.cvut.cz/wp-content/uploads/2014/10/01_pm_vyskopevne_a_vysokolegovane_oceli_a_slitiny_ni_a_co.pdf
27. SIKORA, Petr. *Optimalizace tepelného zpracování supermartenzitické oceli 13Cr6Ni2,5MoTi* [online]. Ostrava, 2017. Dostupné také z:
https://dspace.vsb.cz/bitstream/handle/10084/119490/SIK224_FMMI_B3923_3911R036_2017.pdf?sequence=1&isAllowed=y. Bakalářská práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce Vlastimil Vodárek.
28. VODÁREK, Vlastimil. *Supermartenzitické oceli*. VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2020.
29. BÁRTA, Josef. *Supermartenzitické oceli* [online]. In: . Dostupné z:
http://metal2014.tanger.cz/files/proceedings/metal_00/papers/317.pdf
30. NOVÁK, P. Druhy koroze kovů. *Koroze a ochrana materiálu* [online]. 2005, **49**(4). Dostupné z:
http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/KPU/koroze%20druhy%20vscht.PDF
31. SPOUSTOVÁ, Zuzana. *Konzervace vybraných železných předmětů z archeologického výzkumu v Brně-Vídeňské ulici* [online]. Brno, 2011. Dostupné také z:
https://is.muni.cz/th/rdyl1d/bakalarka_Zuzana.PDF. Bakalářská práce. Masarykova Univerzita, Přírodovědecká fakulta. Vedoucí práce Mgr. Lubomír Prokeš.
32. *Different Types of Corrosion: Recognition, Mechanisms and Prevention* [online]. Dostupné z:
https://www.corrosionclinic.com/types_of_corrosion/pitting_corrosion.htm
33. NOVÁK, Pavel. *Koroze kovů* [online]. Dostupné také z:
<https://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Koroze%20kov%C5%AF.pdf?redirected>
34. PARDO, A., M.C. MERINO, A.E. COY, F. VIEJO, R. ARRABAL a E. MATYKINA. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels: Combining effects of Mn and Mo additions. *Corrosion Science* [online]. 2008, **50**(6). Dostupné z:
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X08001327>
35. *Pitting and Crevice Corrosion* [online]. Dostupné z:
<https://www.ssina.com/education/corrosion/pitting-and-crevice-corrosion/>

36. ALVAREZ-ARMAS, Iris a Suzanne DEGALLAIX-MOREUIL. *Duplex Stainless Steels*. 2009. ISBN 978-1-84821-137-7.
37. *What is Intergranular Corrosion?* [online]. 28.6.2017. Dostupné z: <https://www.steelplates.in/what-is-intergranular-corrosion/>
38. KIL KIM, Jeong, Yeong HO KIM, Bong HO LEE a Kyoo YOUNG KIM. *New findings on intergranular corrosion mechanism of stabilized stainless steels* [online]. 17.6.2010. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/244154852_New_findings_on_intergranular_corrosion_mechanism_of_stabilized_stainless_steels
39. WEI, Zhigang, Thomas GOEHRING, Melany MIODUSZEWSKI, Limin LUO a Adam KOTRBA. *Handbook of Materials Failure Analysis with Case Studies from the Aerospace and Automotive Industries: Chapter 18- Failure mechanisms and modes analysis of vehicle exhaust components and systems* [online]. 2016. ISBN 978-0-12-800950-5. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128009505000181>
40. AHMAD, Zahi. Chapter 9: Selection of materials for corrosive environment. *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*. 2006, s. 479-549. ISBN 9780750659246.
41. ORLOV, Victor, Leonid LEVKOV, Vladimir DUB, Alan BALIKOEV a D.A. SHURYGIN. New approach to development and manufacturing technologies of duplex steel. *Web of Conferences* [online]. Moskva, 2019, (121). Dostupné z: [doi:10.1051/e3sconf/201912104010](https://doi.org/10.1051/e3sconf/201912104010)
42. GAVRILJUK, V.G. a H. BERNIS. *High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications* [online]. 1999. ISBN 978-3-662-03760-7. Dostupné také z: https://books.google.cz/books?id=ebb0CAAQBAJ&pg=PA192&lpg=PA192&dq=pre+formula+30+or+16+nitrogen&source=bl&ots=8KBuBZ6tCF&sig=ACfU3U3LcI94skOIGj-NHSJw0q6IfZf-xw&hl=cs&sa=X&ved=2ahUKEwiIoMfZhr_uAhXDIIsKHcBSCI44ChDoATAFegQIBhAC#v=onepage&q&f=false
43. CALUSCIO DOS SANTOS, Daniella, Isabelle MONFRINATTI MACARRAO a Rodrigo MAGNABOSCO. *Relation Between Pitting Potential and PREN Values for Ferrite and Austenite in Duplex Stainless Steels* [online]. 12.12.2020. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s00501-019-00925-7?shared-article-renderer>
44. *What is a Pitting Resistance Equivalenr Number (PREN)?: Technical information* [online]. Dostupné z: <https://www.unifiedalloys.com/blog/pitting-resistance-pren/>
45. *The nickel advantage* [online]. Dostupné z: <https://nickelinstitute.org/about-nickel/stainless-steel/the-nickel-advantage/>

46. ROSCOE, C.V. a K.J. GRADWELL. *The history and development of duplex stainless steels: All that glitters is not gold* [online]. 1986. Dostupné z: <https://www.neonickel.com/wp-content/uploads/2016/12/7.-All-that-Glistens-is-not-Gold-The-History-and-Development-of-Duplex-Stainless-Steels-DSS-1986.pdf>
47. *Proceedings of 10-th Internacional Conference on High Nitrogen Steels: Mechanism of hydrogen induced stress cracking in duplex stainless steels* [online]. Moskva, 2009. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/profile/Alexander-Balitskii/publication/281857825_Hydrogen_embrittlement_of_stainless_Cr-Ni_steels_alloyed_with_nitrogen/links/55fbd4da08aec948c4afb4c0/Hydrogen-embrittlement-of-stainless-Cr-Ni-steels-alloyed-with-nitrogen.pdf#page=69
48. CHAI, Guocai a Pasi KANGAS. *Super and hyper duplex stainless steels: Structures, properties and applications* [online]. 24.6.2016. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/305623524_Super_and_hyper_duplex_stainless_steels_Structures_properties_and_applications
49. BRYTAN, Z. a J. NIAGAJ. Corrosion resistance and mechanical properties of TIG and A-TIG welded joints of lean duplex stainless steel S82441/1.4662. *Archives of Metallurgy and Materials* [online]. 2016, **61**(2). Dostupné z: doi:10.1515/amm-2016-0131
50. BALDO, S., K. BRUNELLI, I. CALLIARI, M. DABALA a M. ZANELATO. *Charakterization of a lean duplex stainless steel* [online]. Dostupné z: https://www.stainless-steel-world.net/pdf/Duplex_trentoragazze.pdf
51. *304L Stainless steel* [online]. Dostupné z: <https://www.pennstainless.com/resources/product-information/stainless-grades/300-series/304l-stainless-steel/>
52. WEN, Songqing, Carl D. LUNDIN a Greg BATTEN. *Metallurgical evaluation of cast duplex stainless steels and their weldments* [online]. 1.10.2000. Dostupné z: <https://www.osti.gov/servlets/purl/861930>
53. *Alloy Casting* [online]. 2017. Dostupné také z: <https://www.alloycasting.com/>
54. An Introduction to Super-Duplex Stainless Steels. *Corrotherm internacional* [online]. Dostupné z: <https://www.corrotherm.co.uk/hubfs/resources/corrotherm-introduction-super-duplex-stainless-steels.pdf>
55. *Superduplexní nerezové oceli* [online]. Dostupné z: <https://www.neonickel.com/cs/alloys/superduplexni-nerezove-oceli/>
56. RAJKUMAR, M., S.P. KUMARESH BABU a T. ARAVIND NAGARAJ. *Tribology study on 27Cr-7Ni-Mo-W-N cast hyper duplex stainless steel (7A) at room*

temperature [online]. Indie: Materials Research Express, 2019. Dostupné z: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/ab15a0/pdf>

57. BARUNDEB, Raha. Study on Properties of Hyper-duplex Stainless Steel 7A of ASTM A-890 (CD3MWN). *Transactions of the Indian Institute of Metals* [online]. Indie, 2020, , 127-134. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1007/s12666-019-01811-z>
58. CHARLES, Jacques. Duplex Stainless Steels: A Review after DSS. *Steel Research* [online]. 2008, **6**(79). Dostupné z: https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/srin.200806153?saml_referrer
59. HAR, Sunil D. Duplex Stainless Steels: An overview. *Journal of Engineering Research and Application* [online]. The University of Baroda, 2017, (4), 27-36. ISSN 2248-9622. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/316537256_Duplex_Stainless_Steels-An_overview
60. NITHIN RAJ, P., P.K. NAVANEETHKRISHNAN, K. SEKAR a M.A. JOSEPH. *Comparative study of mechanical, corrosion and erosion-corrosion properties of cast hyper-duplex and super-duplex stainless steels* [online]. 13.7.2020. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12613-020-1984-5>
61. NITHIN RAJ, P., K. SEKAR a M.A. JOSEPH. Effect of temperature on microstructure evolution and localized corrosion resistance of high tungsten hyper duplex stainless steel. *Materials Research Express* [online]. 2019. Dostupné z: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/ab4959>
62. VIERA, B. Hyper-duplex stainless steel can improve duplex steel and nickel-based superalloy. *Materials Manufacturing* [online]. Porto, 2019. Dostupné z: <https://www.scribd.com/document/401743854/Hyper-duplex-stainless-steel-can-improve-duplex-steel-and-nickel-based-superalloy>
63. NEJEDLÝ, Zdeněk. *Mechanické a technologické vlastnosti duplexních ocelí v závislosti na hodnotě PREN* [online]. Brno, 2014. Dostupné také z: https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace?zp_id=71927. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Antonín Záděra.
64. KNYAZEVA, Marina a Michael POHL. *Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure* [online]. 9.4.2013. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1007/s13632-013-0066-8>
65. OHMORI, Yasuya, Kiyomichi NAKAI, Hiroyuki OHTSUBO a Yoshihito ISSHIKI. *Mechanism of Widmanstatten Austenite Formation in a δ/γ Duplex Phase Stainless Steel* [online]. ISIJ International, 1995. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.969>

66. STEJSKAL, Marek. *Vliv chemického složení a tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti dvoufázových austeniticko-feritických korozivzdorných ocelí* [online]. Brno, 2018. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/108102>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Antonín Záděra.
67. ROCHA, Adriana da Cunha, Andrea Pedroza da Rocha SANTOS a Gabriela Ribeiro PEREIRA. *Phase Transformations in Duplex Stainless Steel: An Assessment by In Situ X-Ray Diffraction* [online]. 9.11.2018. Dostupné z: doi:10.5772/intechopen.81128
68. PAULRAJ, Prabhu a Rajnish GARG. Effect of intermetallic phases on corrosion behavior and mechanical properties of duplex stainless steel and super-duplex stainless steel. *Advances in Science and Technology Research Journal* [online]. Indie, 27.9.2015. Dostupné z: doi:10.12913/22998624/59090
69. ZHANG, Binbin, Zhouhua JIANG, Huabing LI, Shucai ZHANG, Hao FENG a Heng LI. *Precipitation behavior and phase transformation of hyper duplex stainless steel UNS S32707 at nose temperature* [online]. 19.4.2017. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.04.018>
70. ESCRIBA, D.M., E. MATERNA-MORRIS, R.L. PLAUT a A.F. PADILHA. *Chi-phase precipitation in duplex stainless steel* [online]. 4.5.2009. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.013>
71. KIM, Sun Mi, Ji Soo KIM, Kwang Tae KIM, Kyung-Tae PARK a Chong Soo LEE. Effect of Ce addition on secondary phase transformation and mechanical properties of 27Cr-7Ni hyper duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering* [online]. 27.2.2013. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.02.044>
72. GUNN, Robert N. *Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications*. 1997. ISBN 1 85573 318 8.
73. JEON, Soon-Hyeok, Soon-Tae KIM, Jin-Seung KIM, Ji-Soo KIM, Kwang-Tae KIM a Yong-Soo PARK. Effect of Copper Addition on the Precipitation of Chromium Nitrides and the Associated Pitting Corrosion Resistance of Hyper Duplex Stainless Steels. *The Japan Institute of Metals* [online]. 17.10.2012. Dostupné z: doi:10.2320/matertrans.M2012277
74. VIHHERKOSKI, Mimmi. *Sigma-Phase Formation in Heat-Resistant Cast Stainless Steels* [online]. 2012. Dostupné také z: <https://core.ac.uk/download/pdf/250162117.pdf>. Diplomová práce. Tampere University of Technology.
75. STRADOMSKI, G. The Cracking Mechanism of Ferritic-Austenitic Cast Steel. *Archives of foundry engineering* [online]. Czesochowa, 1.6.2016. ISSN 1897-3310. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/310134698_The_Cracking_Mechanism_of_Ferritic-_Austenitic_Cast_Steel

76. HOSSEINI, Vahid A., Leif KARLSSON, Sten WESSMAN a Nuria FUERTES. *Effect of Sigma Phase Morphology on the Degradation of Properties in a Super Duplex Stainless Steel* [online]. 1.6.2018. Dostupné z: doi.org/10.3390/ma11060933
77. LIANG, X.Z., G.H. ZHAO, M.F. DODGE, T.L. LEE, H.B. DONG a P.E.J. RIVERA DÍAZ DEL CASTILLO. Hydrogen embrittlement in super duplex stainless steels. *Materialia* [online]. 2020, (9). Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589152919303205>
78. HAZARABEDIAN, M. Sofia, Andreas VIERECKL, Zakaria QUADIR, Garry LEADBEATER, Vladimir GOLOVANEVSKIY, Skjalg ERDAL, Paul GEORGESON a Mariano IANNUZZI. Hydrogen-Induced Stress Cracking of Swaged Super Duplex Stainless Steel Subsea Components. *Corrosion* [online]. 2019. Dostupné z: doi.org/10.5006/3192
79. MENTE, Tobias a Thomas BOELLINGHAUS. Mesoscale modeling of hydrogen-assisted cracking in duplex stainless steels. *Welding in the World* [online]. 11.10.2013. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-013-0106-7>
80. WOOLLIN, P. a W. MURPHY. *Hydrogen Embrittlement Stress Corrosion Cracking of Superduplex Stainless Steel* [online]. Houston, 16.3.2001. Dostupné z: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/hydrogen-embrittlement-stress-corrosion-cracking-of-superduplex-stainless-steel-march-2001>
81. MACHALÍNEK, Martin. *Problematika vodíkové křehkosti v materiálu* [online]. Praha, 2019 [cit. 2021-03-28]. Bakalářská práce. ČVUT Praha.
82. ŠVARÍČEK, K. a M. VLK. *A comparison of the procedure ASTM E 837-1 and the integral method for non-uniform residual stresses measuring* [online]. 9.5.2005. Dostupné z: <https://www.engmech.cz/improc/2005/Svaricek-PT.pdf>
83. HOLEŠ, Daniel. *Integrita povrchu a měření zbytkových napětí* [online]. Praha, 2017. Dostupné také z: <https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/73012/F2-BP-2017-Holes-Daniel-Daniel%20Holes%20BP-Integrita%20povrchu%20a%20mereni%20zbytkovych%20napeti.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Bakalářská práce. ČVUT Praha. Vedoucí práce Zdeněk Pitrmuc.
84. Měření zbytkového napětí. *PCS Analytika Praha* [online]. 2019. Dostupné z: <https://pcsanalytika.cz/aplikace/mereni-zbytkoveho-napeti/>
85. VÁCLAVÍK, Jaroslav, Zbyněk BUNDA, Petr BOHDAN a Otakar WEINBERG. Aplikace vybraných metod pro měření zbytkového napětí. *Defektoskopie* [online]. Seč u Chrudimi, 1.11.2012. Dostupné z: https://www.ndt.net/article/defektoskopie2012/papers/271_p.pdf

86. PALÁN, Jan. *Měření zbytkových napětí povrchů ve vazbě na technologii přípravy* [online]. 2015. Dostupné také z: <https://theses.cz/id/eiqhs8/?lang=cs>. Diplomová práce. Západočeská Univerzita v Plzni.
87. KRAUS, Ivo. Současný stav metodiky difrakčního měření makroskopických napětí. *Pokroky matematiky, fyziky a astronomie* [online]. 1986, **31**(6), 326-337. Dostupné z: https://dml.cz/bitstream/handle/10338.dmlcz/138443/PokrokyMFA_31-1986-6_3.pdf
88. BAKALOVA, Totka. *Vliv materiálových a technologických parametrů obrábění na napětí v povrchové vrstvě a vlastnosti dynamicky namáhaných strojních součástí* [online]. Liberec, 2010. Dostupné také z: <https://dspace.tul.cz/handle/15240/9897>. Disertační práce. Technická Univerzita v Liberci.
89. JANKŮJ, Josef. *Optimalizace výroby těžkých ocelových odlitků* [online]. Brno, 2011. Dostupné také z: <https://dspace.vutbr.cz/xmlui/bitstream/handle/11012/18421/final-thesis.pdf?sequence=11&isAllowed=y>. Diplomová práce. VUT Brno. Vedoucí práce Jaroslav Šenberger.
90. KŘÍŽEK, Stanislav. *Nové materiály ve svařování* [online]. Brno, 2008. Dostupné také z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=5093. Bakalářská práce. Vedoucí práce Ladislav Němeček.
91. HERMAN, Aleš. *Teorie slévání* [online]. Praha. Dostupné z: <http://u12133.fs.cvut.cz/assets/subject/files/105/TE1-slevani-1-Herman.pdf>
92. TROBACH, Václav. *Vliv technologických parametrů na rozměrovou stabilitu vysokotlakých odlitků* [online]. 2007. Dostupné také z: https://dspace.tul.cz/bitstream/handle/15240/2469/mgr_13828.pdf?sequence=1. Diplomová práce. Technická Univerzita v Liberci. Vedoucí práce Iva Nová.
93. CAMPBELL, John. *Castings: The New Metallurgy of Cast Metals*. 2. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000. ISBN 0-7506-4790-6.
94. LIANG, Tian, Xiaoqiang HU, Xiuhong KANG a Dianzhong LI. Effect of The Sigma Phase on the Mechanical Properties of a Cast Duplex Stainless Steel during the Ageing Treatment at 850 celsius. *Advanced Materials Research* [online]. 2013. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.684.325
95. PATRICK, Charles W. a Matthew A. COX. *Challenges welding duplex and super duplex stainless steel* [online]. San Antonio, 23.5.2013. Dostupné z: https://euroweld.com/wp-content/uploads/2017/07/afpm_-_challenges_welding_duplex_and_super_duplex_stainless_steel_matt_article.pdf
96. VAN DER MEE, V., F. NEESSEN a V. CHADHA. *Welding duplex stainless steel: Industry Guide* [online]. Dostupné z: <https://lasgroepregionoord.be/wordpress/wp->

97. FRODIGH, Mette a Per-Ake BJÖRNSTEDT. *Welding guidelines for duplex, super duplex and hyper duplex stainless steel* [online]. Sweden, 2017. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/320415600_Welding_guidelines_for_duplex_super_duplex_and_hyper_duplex_stainless_steels
98. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel* [online]. 2. London, 2009. ISBN 978-1-907470-00-4. Dostupné také z: https://www.steeltank.com/Portals/0/Pressure%20Vessels/Duplex_Stainless_Steel_2d_Edition.pdf
99. PIMENTA, André Rocha, Marilia Garcia DINIZ, Geronimo PEREZ a Ivan Guillermo SOLÓRZANO-NARANJO. *Nitrogen Addition to the Shielding Gas for Welding Hyper-duplex Stainless Steel* [online]. 2019. ISSN 1980-6973. Dostupné z: doi:10.1590/0104-9224/SI25.12
100. KIM, Jin-Seung, Soon-Tae KIM, In-Sung LEE, Seok-Hwan JANG, Yong-Soo PARK, Kwang-Tae KIM a Young-Sub KIM. Mechanism of Localized Corrosion and Phase Transformation of Tube-to-Tube Sheet Weld of Hyper Duplex Stainless Steel in Acidified Chloride Environments. *The Japan Institute of Metals* [online]. 2.11.2012. Dostupné z: <https://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/53/12/2166.pdf>
101. LI, Jianchun, Xinglong LIU, Guoping LI, Peide HAN a Wei LIANG. *Characterization of the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of a Friction-Stir-Welded Joint of Hyper Duplex Stainless Steel* [online]. 13.4.2017. Dostupné z: doi:org/10.3390/met7040138
102. KEPLINGER, Andreas, Carlos MARTINEZ, Manfred HAUSBAUER a Marianne KAPP. Early Stages of Deleterious Phases in Super and Hyper Duplex Stainless Steel and Their Effect on Toughness. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* [online]. 15.2.2020. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s00501-019-00936-4>
103. MYŠKA, Martin. *Vliv chemického složení, lící teploty a použité dezoxidace na technologické vlastnosti austenitických chromniklových ocelí* [online]. 2017. Dostupné také z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=149846. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Antonín Záděra.
104. VILLALOBOS-VERA, Doris Ivette a Ivan MENDOZA-BRAVO. *Effect of Annealing Temperature on the Microstructure of hyperduplex stainless steels* [online]. 2019. ISSN 1405-7743. Dostupné z: http://www.scielo.org.mx/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1405-77432019000200012&lng=en&nrm=iso

105. CHAI, Guocai, Ulf KIVISÄKK, John TOKARUK a Josefin EIDHAGEN. Hyper duplex stainless steel for deep subsea applications. *Stainless Steel World* [online]. Sweden, 2009. Dostupné z: https://www.stainless-steel-world.net/pdf/SSW_0903_SANDVIK.pdf
106. Application and Development of Duplex Stainless Steel. *Industry News* [online]. 12.10.2019.
107. Duplex stainless steel. *Highland foundry* [online]. Dostupné z: <https://www.highlandfoundry.com/materials/duplex-stainless-steel>
108. *Sborník přednášek z 50. slévárenských dnů: Sekce: Technologická*. Brno: Česká slévárenská společnost, 2013. ISBN 978-80-02-02491-0.
109. RUSÍN, Karel. *Teorie slévárenských procesů II*. 3. vyd. Brno, 1990. ISBN 80-214-0152-4.
110. NĚMEC, Milan, Bohumír BEDNÁŘ a Barbora STRUNOVÁ. *Teorie slévání*. Praha: nakladatelství ČVUT, 2009. ISBN 978-80-1-04395-0.
111. ELBEL, Tomáš. *Vady odlitků ze slitin železa: Klasifikace, příčiny a prevence*. Brno: Matecs, 1992.

Seznam použitých symbolů a zkratek

Zkratka	Popis
ASTM	American Society for Testing Materials
CCT	Continuous cooling transformation
ČSN	Česká technická norma
PRE	Pitting resistance equivalent
TTT	Time-temperature-transformation

Symbol	Jednotka	Popis
$Cr_{ekv.}$	[%]	chromový ekvivalent
$Ni_{ekv.}$	[%]	niklový ekvivalent
α	-	ferit
β	[%]	součinitel stahování
γ	-	austenit
δ	-	delta ferit
σ	-	fáze sigma
χ	-	fáze chí

Seznam obrázků

- Obr. 1 Schaefflerův diagram [9]
- Obr. 2 Grafické hodnocení bodové koroze podle ASTM G-46 [32]
- Obr. 3 CCT a CPT duplexních korozivzdorných ocelí [48]
- Obr. 4 Rozdělení duplexních ocelí podle PRE [49]
- Obr. 5 Typy dvoufázových struktur [64]
- Obr. 6 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni duplexních ocelí [8]
- Obr. 7 Přehled vznikajících intermetalických fází v duplexních ocelích [49]
- Obr. 8 Výpočet objemového podílu fází v závislosti na teplotě [61]
- Obr. 9 CTT diagram pro 3 a 7 obj. % sigma fáze [69]
- Obr. 10 Molární zlomek stabilních fází v hyper duplexní oceli bez obsahu Cu [73]
- Obr. 11 Molární zlomek stabilních fází v hyper duplexní oceli s koncentrací 1,5% Cu [73]
- Obr. 12 Mikro trhlina a její detail [76]
- Obr. 13 Póry na fázových hranicích [47]
- Obr. 14 Prasklina v duplexní struktuře [47]
- Obr. 15 Tepelně bržděné smršťování napěťové mřížky [91]
- Obr. 16 Vliv sigma fáze na mechanické vlastnosti [94]
- Obr. 17 Vliv sigma fáze na nárazovou práci [94]
- Obr. 18 Tahový diagram [18]
- Obr. 19 Výsledky zkoušky rázem v ohybu tepelně zpracovaných vzorků [71]
- Obr. 20 Tahové diagramy vzorků legovaných cerem a po tepelném zpracování [71]
- Obr. 21 Nárazová práce jednotlivých stupňů duplexních ocelí [60]
- Obr. 22 Pohled na svarové oblasti [99]
- Obr. 23 Graf účinku dusíku v ochranném plynu na podíl austenitu ve svaru [99]
- Obr. 24 Průběh tepelného zpracování hyper duplexních ocelí [104]
- Obr. 25 Model pro zkoušku zabíhavosti
- Obr. 26 Modelové zařízení zabíhavosti
- Obr. 27 Model Y bloku 60
- Obr. 28 Model technologické zkoušky podle Ing. Lukeše [108]
- Obr. 29 Oblasti působení nálitku [109]
- Obr. 30 Výkres modelu napěťové mřížky
- Obr. 31 Sestava modelového zařízení napěťové mřížky
- Obr. 32 Forma zkoušky zabíhavosti
- Obr. 33 Forma Y bloku 60
- Obr. 34 Forma Lukešovy zkoušky
- Obr. 35 Spodní polovina formy napěťové mřížky s označeným místem nálitku
- Obr. 36 Snížení tuhosti formy HD-NM-PS
- Obr. 37 Vliv teploty na pevnost formovací směsi
- Obr. 38 Pec CORNSARC
- Obr. 39 Víko pece
- Obr. 40 Odlitky zabíhavosti HD-Z-1, HD-Z-2 a HD-Z-3
- Obr. 41 Procentuální vyjádření délky zaběhnutí
- Obr. 42 Odlitek Lukešovy zkoušky
- Obr. 43 Otevřená staženina
- Obr. 44 Měření objemové staženiny

Obr. 45 Simulace napětí na odlitku napěťové mřížky HD-NM-20
Obr. 46 Simulace výskytu prasklin v odlitku napěťové mřížky HD-NM-20
Obr. 47 Odlitek HD-NM-20
Obr. 48 Odlitek HD-NM-300
Obr. 49 Prasklina odlitku HD-NM-300
Obr. 50 Odvařeniny na spodní i vrchní straně odlitku
Obr. 51 Křivky chladnutí odlitků HD-NM-20 a HD-NM-300
Obr. 52 Odlitek napěťové mřížky HD-NM-PS se sníženou tuhostí formy
Obr. 53 Analýza napětí odlitku HD-NM-1100
Obr. 54 Analýza pravděpodobného výskytu prasklin v odlitku HD-NM-1100
Obr. 55 Umístění termočlánku pro odlitek HD-NM-1100
Obr. 56 Křivka chladnutí odlitku HD-NM-1100
Obr. 57 Otevřená forma s odlitkem HD-NM-1100
Obr. 58 Odlitek HD-NM-1100
Obr. 59 Prasklina odlitku HD-NM-1100
Obr. 60 Zkušební těleso pro tahovou zkoušku
Obr. 61 Tahový diagram zkušebních vzorků
Obr. 62 Výsledky měření tvrdosti
Obr. 63 Mikrostruktura vzorku HD-NM-20 při zvětšení 200x
Obr. 64 Obrazová analýza vzorku HD-NM-20 při zvětšení 200x
Obr. 65 Mikrostruktura vzorku HD-NM-T při zvětšení 200x
Obr. 66 Obrazová analýza vzorku HD-NM-T při zvětšení 200x
Obr. 67 Mikrostruktura vzorku HD-NM-300 při zvětšení 200x
Obr. 68 Obrazová analýza vzorku HD-NM-300 při zvětšení 200x
Obr. 69 Mikrostruktura vzorku HD-NM-1100 při zvětšení 200x
Obr. 70 Obrazová analýza vzorku HD-NM-1100 při zvětšení 200x

Příloha 1

Rentgenový snímek prodloužené klínové části Lukešovy zkoušky

